

SÉRIE A, N° 2761.

N° D'ORDRE :

3274

THÈSES

présentées

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

pour l'obtention

DU GRADE DE DOCTEUR ES-SCIENCES MATHÉMATIQUES

par

Yves PIRONNEAU

1^{re} Thèse : Contribution à l'étude de la déformation des métaux
par chocs répétés.

2^{me} Thèse : Propositions données par la Faculté.

Soutenues le 22 Janvier 1955, devant la Commission d'examen.

MM. PÉRÈS, *Président*

WYART }
THIRY } *Examineurs*
MAZET }

O.N.E.R.A.

29, Avenue de la Division Leclerc

CHATILLON-SOUS-BAGNEUX

1955

THÈSES

présentées

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

pour l'obtention

DU GRADE DE DOCTEUR ES-SCIENCES MATHÉMATIQUES

par

Yves PIRONNEAU

1^{re} Thèse : Contribution à l'étude de la déformation des métaux
par chocs répétés.

2^{me} Thèse : Propositions données par la Faculté.

Soutenues le 22 Janvier 1955, devant la Commission d'examen.

MM. PÉRÈS, *Président*

WYART }
THIRY } *Examineurs*
MAZET }

O.N.E.R.A.

29, Avenue de la Division Leclerc
CHATILLON-SOUS-BAGNEUX

1955

FACULTÉ DES SCIENCES DE L'UNIVERSITÉ DE PARIS

Doyen J. PERES

PROFESSEURS

G. JULIA	T	Analyse supérieure et Algèbre supérieure.	SOLEILLET.....	T	Physique.
A. DENJOY.....	T	Théorie des Fonctions.	FORTIER.....	T	Mécanique expérimentale des fluides.
L. LUTAUD	T	Géographie Physique et Géologie dynamique.	DANJON.....	T	Astronomie.
E. DARMOIS.....	T	Enseignement de Physique.	FROMAGEOT.....	T	Chimie biologique.
R. LEVY.....	T	Physiologie comparée.	LAPORTE.....	T	Physique Générale et Radio-activité.
FOCH.....	T	Mécanique physique et expérimentale	JANET.....	T	Mécanique analytique et Mécanique céleste.
PAUTHENIER.....	T	Electrotechnique générale.	PETIT.....	T	Biologie maritime.
De BROGLIE.....	T	Théories physiques.	QUENEY.....	T	Météorologie et dynamique atmosphérique.
JOB.....	T	Chimie générale.	GALLIEN.....	T	Embryologie.
PRENANT.....	T	Anatomie et Histologie comparées.	EICHHORN.....	T	Biologie végétale (P.C.B.).
GARNIER.....	T	Géométrie supérieure.	De CUGNAC.....	T	Biologie végétale (P.C.B.).
PERES.....	T	Mécanique des fluides et applications.	Melle CAUCHOIS....	T	Chimie Physique.
LAUGIER.....	T	Physiologie générale.	THELLIER.....	T	Physique du Globe.
M. CURIE.....	T	Physique (P.C.B.).	AUDUBERT.....	T	Electrochimie.
VALIRON.....	T	Calcul différentiel et Calcul intégral.	L'HERITIER.....	T	Génétique.
BARRABE.....	T	Géologie structurale et Géologie appliquée.	GRIVET.....	T	Radioélectricité.
G. DARMOIS.....	T	Calcul des probabilités et Physique Mathématiques	PONCIN.....	T	Mécanique des fluides.
J. BOURCART.....	T	Géographie physique et Géologie dynamique.	THIRY.....	T	Mécanique appliquée.
Mme JOLIO-CURIE	T	Physique nucléaire et Radioactivité.	DUBREIL.....	T	Arithmétique et théorie des nombres.
PLANTEFOL.....	T	Botanique.	QUELET.....	T	Chimie organique.
CABANNES.....	T	Recherches physiques.	CAGNIARD.....	T	Géophysique appliquée.
GRASSE.....	T	Evolution des êtres organisés.	CHAMPETIER.....	T	Chimie macromoléculaire.
PREVOST.....	T	Chimie organique.	CUVILLIER.....	T	Géologie structurale et Géologie appliquée.
BOULIGAND.....	T	Application de l'analyse à la Géométrie.	JUNG.....	T	Pétrographie.
CHAUDRON.....	T	Chimie appliquée.	TRILLAT.....	T	Chimie Physique.
WYART.....	T	Minéralogie.	WIEMANN.....	T	Chimie (P.C.B.).
TEISSIER.....	T	Zoologie.	JACQUINOT.....	T	Spectroscopie et Physique céleste.
MANGENOT.....	T	Biologie végétale.	VASSY.....	T	Physique de l'atmosphère.
P. AUGER.....	T	Physique quantique et relativité.	DESTOUCHES.....	T	Théories Physiques.
MONNIER.....	T	Physiologie des fonctions.	M. PRUVOST.....	T	Géologie.
PIVETEAU.....	T	Géologie.	AMIEL.....	T	Chimie (P.C.B.).
ROCARD.....	T	Physique (E.N.S.).	HOCART.....	T	Minéralogie.
H. CARTAN.....	T	Mathématiques (E.N.S.).	J.P. MATHIEU.....	T	Physique (P.C.B.).
LAFFITTE.....	T	Chimie générale.	COUTEAUX.....	T	Biologie animale (P.C.B.).
FAVARD.....	T	Mécanique générale.	MAY.....	T	Biologie animale (P.C.B.).
COULOMB.....	T	Physique du Globe.	CHOQUET.....	T	Calcul différentiel et Intégral.
Melle COUSIN.....	T	Biologie animale (P.C.B.).	FELDMANN.....	T	Biologie (P.C.B.).
CHRETIEN.....	T	Chimie minérale.	GUINIER.....	T	Physique (P.C.B.).
P. DRACH.....	T	Zoologie.	FOST.....	T	Biologie (P.C.B.).
KASTLER.....	T	Physique.	FORSTER.....	T	Calcul des Probabilités.
EPHRUSSI.....	T	Génétique.	SCHWARTZ.....	T	Méthode Math. de la Physique.
WURMSER.....	T	Biologie physico-chimique.	CHOUARD.....	T	Physiologie végétale.
RIVIERE.....	T	Géologie (S.P.C.N.).	MALAVARD.....	T	Aviation.
GAUTHERET.....	T	Biologie végétale (P.C.B.).	BRELOT.....	T	Calcul différentiel.
LUCAS.....	T	Physique.	NORMANT.....	T	Chimie (P.C.B.).
A. THOMAS.....	T	Biologie cellulaire.	BENARD.....	T	Chimie (P.C.B.).
ARNULF.....	T	Optique appliquée.	BUVAT.....	T	Botanique (E.N.S.).
Max MORAND.....	T	Physique.	DUGUE.....	T	Statistique Mathématiques.
			GELOSO.....	T	Chimie (P.C.B.).
			SOULAIRAC.....	T	Psychophysiologie.
			ULRICH.....	T	Physiologie végétale.
			MARECHAL.....	T	Optique théorique et appliquée.
			KIRRMANN.....	T	Théories chimiques.

Secrétaire Général CH. MONIER

TABLE DES MATIÈRES

INTRODUCTION

Première partie HISTORIQUE

pages

Chapitre I – DISPOSITIFS EXPÉRIMENTAUX	3
Traction rapide	3
Compression rapide	5
Chapitre II – RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX	7
Limite élastique	7
Résistance maximum	9
Energie	10
Déformation	10
Chapitre III – THÉORIE	13
Ondes élastiques	13
Ondes plastiques	13
Théorie de G. Taylor et de Th. Karman	14
Vérifications expérimentales	16

Deuxième partie APPAREILS D'ESSAIS

Chapitre I – MISE SOUS CHARGE RAPIDE	19
Essais préliminaires	19
MACHINE DE TRACTION BRUSQUE	20
Partie mécanique	20
Appareils de mesure et enregistrement	21
Mesure des efforts (statique ou dynamique)	21
Mesure des allongements (d°)	23
Chapitre II – APPAREILS D'ESSAI PAR CHOCS RÉPÉTÉS	25
Appareil d'essai	25
Vitesse au moment du choc	25
Eprouvettes	26
Appareil électromécanique	26

Troisième partie ÉTUDE DU COMPORTEMENT DE L'ALUMINIUM

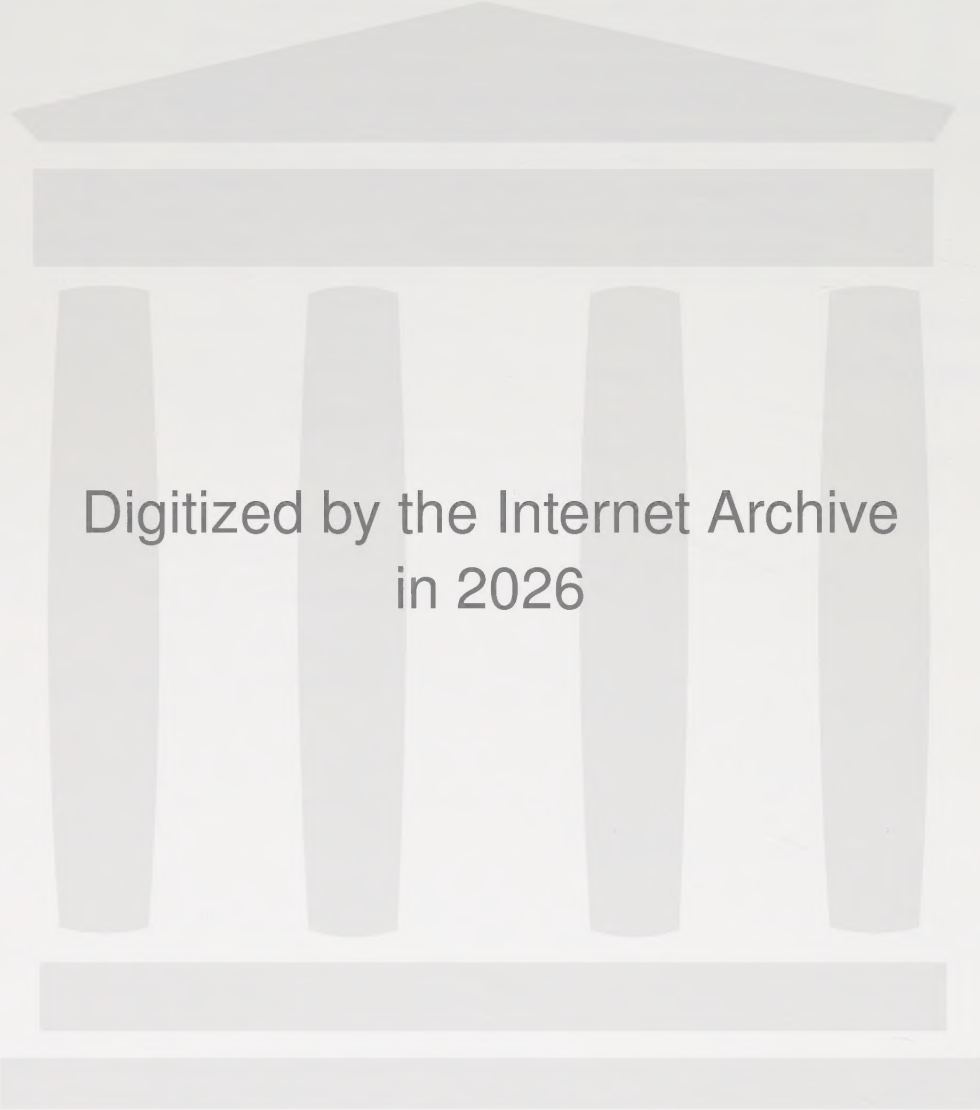
Chapitre I – TRACTION ET TRACTION BRUSQUE DE L'ALUMINIUM	
RECUIT	29
Essai de traction	29

Essais par traction brusque	30
Contrainte et déformation pendant la mise en charge	31
Déformation et énergie fournie	33
Chapitre II - DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS DE L'ALUMINIUM	
RECUIT	37
Vitesse constante - masse variable	37
Répartition des allongements	37
Déformation proportionnelle au nombre de chocs	38
Principe de superposition	38
Déformation et énergie fournie	40
Influence de la vitesse de choc	40
Energie fournie par unité de volume	41
Comparaison avec l'essai de traction	41
Contrainte moyenne. Onde de déformation	44
Chapitre III - ÉTUDE DE L'ALUMINIUM ÉCROUI	47
Influence de l'écrouissage	47
Préparation des éprouvettes	47
Essais par chocs répétés	47
Variation de la dureté du métal	48
Aluminium très écroui	48
Déformation non homogène	49
Allongements plus importants qu'en traction	49
Interprétation des résultats	49
CONCLUSION	51
Quatrième partie ÉTUDE DU COMPORTEMENT DE L'ACIER DOUX	
Chapitre I - PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE L'ACIER DOUX	53
Traction	53
Déformation rapide - temps de réponse (Delay time)	54
Chapitre II - DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS	55
Traction	55
Déformation au premier choc	55
Déformation par chocs répétés	56
Déformation et énergie fournie	57
Chapitre III - DÉFORMATION PAR CHOC ET COURBE DE TRACTION ...	59
Traction	59
Déformation au premier choc	60
Déformation par choc et courbe de traction	60
Chapitre IV - ACIER TRÈS ÉCROUI	61
Déformation par chocs répétés	61
Déformation et énergie fournie	62
Chapitre V - ESSAIS ÉLECTROMÉCANIQUES	63
Première série d'essais	63
Déformation et nombre de chocs	63
Déformation et énergie fournie	64
Remarques sur les allongements produits	65
Influence de la section de l'éprouvette	66
Déformation et nombre de chocs	66
Déformation moyenne par choc	67
CONCLUSION	68

Cinquième partie **MODIFICATION DE LA MICROSTRUCTURE**

INTRODUCTION	69
Déformation par glissement - Bandes de déformation	69
Chapitre I - COMPORTEMENT DES MONOCRISTAUX	71
Méthode expérimentale	71
Remarque sur la déformation par traction	72
Déformation par traction et déformation par chocs	72
Eprouvette présentant plusieurs systèmes de glissement	73
Eprouvette ne présentant qu'un système de glissement	74
Stries formées par choc	75
Fragmentation du cristal	75
Conclusion	76
Chapitre II - COMPORTEMENT DES POLYCRISTAUX	77
Eprouvettes à gros grains	77
Aluminium - cuivre	77
Aluminium recuit	78
Eprouvettes à grains fins	78
Aluminium recuit	78
Aluminium très écroui	78
CONCLUSION	81
BIBLIOGRAPHIE	83





Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41552417_0028

INTRODUCTION

L'influence d'une grande vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques de certaines matières organiques est particulièrement importante. Alors que, déformées lentement, elles peuvent supporter un allongement considérable, elles se brisent comme du verre lorsqu'on les heurte brusquement.

Pour les métaux, cette influence est beaucoup moins spectaculaire. L'étude des propriétés mécaniques des métaux soumis à des chocs ou déformés rapidement présente pourtant une importante pratique considérable : laminage à grande vitesse (pouvant atteindre 10m/s), usinage rapide, assemblages soumis à des efforts dynamiques, comportement des projectiles et des blindages, engins à propulsion par fusées, engins évoluant dans la zone transsonique...

Malgré cela les recherches entreprises à ce sujet sont encore peu nombreuses. C'est qu'une telle étude est fort complexe : tout d'abord, on ne sait pas ce qui se produit pendant le choc au contact des solides qui viennent se heurter, on ignore ensuite comment les ondes de déformation qui prennent alors naissance se propagent à l'intérieur du métal lorsque la déformation plastique se produit.

Les recherches effectuées dans ce domaine restent limitées aux essais par traction rapide, la rupture se produisant au premier choc. Nous avons indiqué dans une première partie les résultats obtenus dans ces conditions, constituant ainsi un bref historique de la question.

Nous avons pensé qu'il serait plus intéressant d'étudier la déformation des métaux par *chocs répétés*, afin de pouvoir suivre la déformation par étapes. Cette méthode s'est révélée particulièrement féconde et j'exprime ma profonde reconnaissance à Monsieur le Professeur R. MAZET, Directeur Scientifique de la Résistance des Structures à l'Office National d'Etudes et de Recherches Aéronautiques (O.N.E.R.A.), qui a dirigé ces recherches au Laboratoire de Mécanique Rationnelle de la Faculté des Sciences de Poitiers. Ses conseils m'ont été fort utiles et la bienveillance qu'il m'a témoignée me fut un précieux encouragement au cours de ce travail dont l'idée première lui revient.

Dès le début de ces recherches, deux possibilités de développement pouvaient être envisagées : étudier l'aspect mécanique du problème (déformation en fonction des efforts appliqués, de l'énergie fournie, de la vitesse d'essai ...) ou son aspect métallographique (modification de la microstructure du cours du choc). J'ai choisi la première voie et je l'ai plus particulièrement développée, esquissant seulement la seconde qui demanderait pour être complète des travaux de plus longue haleine.

Dans la seconde partie sont décrits les appareils utilisés : machine de traction brusque permettant d'appliquer un effort de plus de 100kg en une milliseconde et de le maintenir ensuite constant, appareil pour chocs répétés, la vitesse au moment du choc pouvant atteindre 33m/s, enfin, et dans le cas de l'acier, appareil pour chocs répétés utilisant l'action d'un électro-

aimant.

Dans la troisième partie, nous examinons le comportement de l'aluminium recuit ou écroui. De nombreux essais comportant un grand nombre de mesures ont été réalisés, et les résultats sont accompagnés d'une étude des erreurs commises toutes les fois que cela est possible. L'essai par traction brusque montre que la déformation se produit pendant la mise en charge bien que celle-ci soit très rapide.

L'ensemble des résultats, traction brusque ou chocs répétés, montre que la déformation par choc, phénomène fort complexe, se traduit par des relations très simples lorsque l'on considère, dans l'essai par chocs répétés, l'énergie fournie au métal pour le déformer.

Dans la quatrième partie, nous examinons le comportement de l'acier, métal à priori très différent de l'aluminium. Les essais par traction brusque n'ont pu être développés, l'effort appliqué étant trop faible si l'on voulait conserver aux éprouvettes des dimensions suffisamment importantes. Les résultats obtenus par chocs répétés (utilisant maintenant deux types d'appareils) ressemblent beaucoup à ceux obtenus dans le cas de l'aluminium et se traduisent encore par une relation très simple entre la déformation et l'énergie fournie.

Pour compléter ce travail il était nécessaire d'étudier les modifications produites par le choc dans la microstructure du métal. Cette étude a été entreprise et les résultats obtenus, principalement en utilisant les monocristaux, sont exposés dans la dernière partie.

Je suis particulièrement heureux de pouvoir remercier ici Monsieur R. JACQUESSON, Professeur à la Faculté des Sciences de Poitiers qui a bien voulu que ces recherches soient effectuées dans son Laboratoire et Monsieur MATHIEU Directeur Scientifique à l'O.N.E.R.A. qui s'est intéressé à ce travail et m'a fourni les matériaux nécessaires, en particulier les monocristaux dont la préparation est particulièrement délicate.

Je tiens aussi à remercier l'Office National d'Etudes et de Recherches Aéronautiques pour l'aide qui m'a été apportée et tout particulièrement son Directeur, Monsieur Maurice ROY, membre de l'Institut, qui a porté un bienveillant intérêt à ce travail et qui a présenté à mon nom plusieurs notes à l'Académie des Sciences.

Première Partie
Historique.

Chapitre I

DISPOSITIFS EXPÉRIMENTAUX

I. TRACTION RAPIDE.

Dans les premières expériences, une masse tombant en chute libre venait tirer l'extrémité inférieure d'un fil vertical assez long (plusieurs mètres) dont l'extrémité supérieure était fixe.

Les efforts étaient estimés d'après les résultats de la théorie de l'élasticité.

Citons les travaux de J. HOPKINSON (1872) [1] et ceux de son fils B. HOPKINSON (1905) [2] qui améliora les calculs en tenant compte du poids du fil et des premières ondes réfléchies.

Les premiers résultats montrent que pour des vitesses de traction suffisantes le fil peut supporter, pendant un temps très court, des efforts supérieurs à sa limite élastique "statique" (définie par un essai de traction ordinaire) sans présenter de déformation plastique. De plus, la rupture se produit près de l'extrémité inférieure du fil, lorsque la masse tombe d'assez haut, alors qu'elle se produit vers l'extrémité fixe pour une masse importante et une faible hauteur de chute.

Pour les vitesses moyennes d'essai (inférieures à 10 m/s) on peut utiliser un pendule qui, lorsqu'il passe par sa position d'équilibre, vient tirer l'extrémité libre de l'éprouvette. L'énergie absorbée par la rupture se déduit facilement de l'angle maximum que fait le pendule avec la verticale après le choc.

CLARK et DATWYLER (1938) [3] emploient ce dispositif et, de plus, enregistrent à l'oscillographe l'effort supporté par l'éprouvette en fonction du temps. Ils utilisent pour cela un fil de Ni-Cr dont la variation de résistance indique la déformation élastique d'une barre d'acier reliant la tête de l'éprouvette au socle du pendule.

BROWN et VINCENT (1941) [5] remplacent le dynamomètre précédent, dont la fréquence propre est beaucoup trop faible pour de tels essais, par un dispositif utilisant un quartz piézo-électrique. La fréquence propre du système est voisine de 40.000 Hz. Les déformations sont mesurées par une cellule photoélectrique recevant un faisceau lumineux dont la largeur est fonction de l'allongement de l'éprouvette. Utilisant les deux paires de plaques d'un oscillographe, ils peuvent ainsi enregistrer directement la courbe dynamique des efforts en fonction de l'allongement. A cette courbe se superposent des vibrations parasites qui, peu gênantes aux faibles vitesses, rendent à peu près inutilisables les graphiques obtenus pour des vitesses de traction supérieures à 10 m/s.

L'HERMITE (1945) [4] utilise une éprouvette à double section formée par une partie centrale

cylindrique, séparée des têtes filetées par deux cylindres de plus faible diamètre. La rupture se produit dans une des zones de faible section et la déformation permanente de la partie centrale permet de connaître l'effort supporté par l'éprouvette jusqu'à sa rupture.

Indiquons qu'il est logique de considérer à chaque instant la déformation relative moyenne $\varepsilon = \Delta l / l$, tant que la déformation est supposée homogène sur toute la longueur de l'éprouvette, et de définir la vitesse de déformation non plus par la vitesse moyenne V , de l'extrémité mobile mais par la vitesse relative de déformation ou taux de déformation $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt = V/l$.

Par exemple, dans un essai de traction ordinaire, $\dot{\varepsilon}$ est de l'ordre de 10^{-4} s^{-1} , et, dans les essais les plus rapides de BROWN et VINCENT, $\dot{\varepsilon} = 800 \text{ s}^{-1}$.

Le dispositif de mise sous tension, utilise par GINNS (1937) [6], comprend un ressort formé par une lame d'acier courbée, fixée à l'extrémité inférieure de l'éprouvette, et qui peut être lâchée brusquement. L'extrémité supérieure porte un étrier qui repose sur le socle par l'intermédiaire de disques de carbone dont la résistance varie avec leur compression et permet de mesurer l'effort supporté par l'éprouvette. Les allongements sont mesurés à l'aide d'un dispositif comprenant une cellule photo-électrique, comme dans les essais de BROWN et VINCENT. Dans un tel appareil, la fréquence propre du dynamomètre semble trop faible et les vibrations du ressort troublent fortement les mesures.

Le dispositif utilisant une masse qui, en tombant, vient entraîner l'extrémité d'un fil vertical, fut perfectionné par DUWEZ et CLARK (1947) [7]. Pour obtenir des grandes vitesses de traction (jusqu'à 80 m/s), le marteau est accéléré par des bandes de caoutchouc qui agissent encore pendant le choc de façon à maintenir la vitesse constante. La durée du choc est réglée par la position d'une enclume qui arrête l'action du marteau. Le fil étudié mesure 2 m de long et 2,5 mm de diamètre. Des repères, tracés tous les 2,5 cm, permettent de mesurer la déformation plastique produite par le choc.

Dans la machine à "guillotine" de HOPPMANN (1947) [8], un canon pneumatique, fixé à l'extrémité d'une tour de 25 m de haut, lance vers le bas un cadre métallique glissant sur des guides d'acier. La tête de l'éprouvette est fixée au cadre. A sa partie inférieure est accrochée une masse métallique qui produit la rupture quand, en fin de course, le cadre se trouve bloqué. La vitesse maximum au moment du choc est d'environ 60 m/s. Une jauge à fil résistant mesure l'effort dans une pièce d'acier placée en série avec l'éprouvette (les contacts électriques glissent sur un rail isolé).

Enfin, de nombreuses machines de traction rapide utilisent l'énergie cinétique de rotation d'un disque pour rompre l'éprouvette. Celle construite par MANN (1936) [9] comporte un disque métallique très lourd qu'un moteur fait tourner rapidement. Lorsque la vitesse périphérique est suffisante (elle peut atteindre 120 m/s), un dispositif fait sortir deux cornes d'acier fixées au bord du disque. Ces cornes viennent entraîner l'extrémité libre de l'éprouvette. L'éprouvette, horizontale, est fixée à un pendule dont l'axe est confondu avec celui du disque. L'énergie absorbée par la rupture peut se déduire de l'élongation du pendule après le choc. Les éprouvettes utilisées ont 6 mm de diamètre et 25 mm de longueur utile. Le taux de déformation $\dot{\varepsilon}$ peut atteindre 5000 s^{-1} .

FEHR et PARKER (1944) [10] utilisent le même dispositif, mais, de plus, enregistrent la variation des efforts supportés par l'éprouvette pendant le choc à l'aide d'une jauge collée sur une pièce d'acier reliant l'éprouvette au pendule. Les variations de la résistance d'un fil Ni-Cr, fixé aux deux extrémités de l'éprouvette, permettent de suivre ses allongements. La courbe des efforts en fonction des allongements est ensuite construite en utilisant les deux courbes $F(t)$ et $\Delta l(t)$.

Dans les essais de MANJOINE et NADAI (1940) (11), utilisant aussi une machine rotative, mais sans pendule, l'éprouvette (6 mm de diamètre, 30 mm de long) est placée verticalement. Les déformations sont mesurées à l'aide d'une cellule photo-électrique qui reçoit un faisceau dont la largeur diminue lorsque l'éprouvette s'allonge. Les efforts sont enregistrés à l'aide d'une

autre cellule qui mesure de même les allongements d'une barre d'acier reliant l'éprouvette au socle de la machine. Le taux de déformation peut atteindre 900 s^{-1} , mais aux grandes vitesses les vibrations rendent les mesures impossibles.

II. COMPRESSION RAPIDE.

DUWEZ et CLARK (1947) [7] ont utilisé leur dispositif de traction rapide pour comprimer une barre métallique de 30 cm de long et 10 mm de diamètre, posée verticalement sur une enclume. Les efforts étaient mesurés par une jauge fixée sur un cylindre d'acier placé entre l'éprouvette et l'enclume.

Dans les essais de HABIB (1948) [12]; l'éprouvette est un petit cylindre de cuivre qui repose par sa base sur une enclume très lourde. Un piston en acier dur, de masse M et de vitesse V_0 vient comprimer le cylindre, puis rebondit avec une vitesse V_1 . La connaissance de M , V_0 et V_1 permet de calculer l'énergie absorbée pendant le choc et de construire la courbe des variations de l'énergie W par unité de volume, en fonction de la vitesse moyenne de choc et de la masse M : en supposant la déformation homogène (ε constant) l'énergie W est égale à l'aire située sous la courbe contrainte-déformation relative mesurée jusqu'à la valeur moyenne de ε après le choc. En faisant varier M et V_0 , on peut construire la courbe W en fonction de ε et, en différentiant, obtenir la courbe σ fonction de ε .

TAYLOR (1946, 1948) [13] et WIFFIN (1948) [14] projettent des cylindres sur des plaques de blindage et utilisent les forces d'inertie pour comprimer le métal. Le projectile sectionne sur son passage des fils métalliques placés à distances connues, ce qui fait varier la différence de potentiel entre les plaques de déviation verticale d'un oscillographe. On peut ainsi mesurer facilement sa vitesse aussitôt avant le choc. Cette vitesse est comprise entre 200 et 1000 m/s et le taux de déformation peut atteindre $17\,000 \text{ s}^{-1}$. La face arrière du métal n'est soumise à aucune force. L'extrémité qui vient au contact de la plaque se déforme plastiquement. La mesure de la longueur de la partie déformée permet, en utilisant une formule approchée due à TAYLOR, de déterminer la limite élastique du métal pendant le choc.



Chapitre II

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Les essais à grande vitesse ont pour but de déterminer comment varient, lorsque la vitesse de déformation augmente, la limite élastique du métal, la force nécessaire pour produire la rupture et l'énergie absorbée pendant le choc. Ces valeurs sont soit mesurées pendant l'essai, soit déterminées en considérant les déformations plastiques produites par le choc. Dans le premier cas, on doit toujours se demander si les indications de l'appareil de mesure, étalonné en général par un essai "statique", correspondent bien à la grandeur que l'on veut mesurer dans l'essai dynamique. Dans le second cas, les résultats n'ont de valeur que dans la mesure où la théorie traduit bien le phénomène réel.

D'autre part, les métaux utilisés n'ont pas même composition et ont reçu des traitements thermiques ou mécaniques différents. Les dimensions des éprouvettes ne sont pas identiques, pas plus que les conditions d'essai. On comprend que les résultats ne soient pas toujours comparables.

Nous citerons les résultats obtenus par chaque chercheur en considérant successivement l'action de la vitesse de déformation sur la limite élastique, sur l'effort produisant la rupture, sur l'énergie absorbée et, ce qui est facile à mesurer après l'essai, sur la déformation plastique produite par le choc.

I. INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR LA LIMITE ELASTIQUE.

On sait combien la limite élastique est difficile à définir, même dans un essai statique. Elle dépend de la précision des appareils enregistreurs et certains auteurs pensent que tout effort, aussi petit soit-il, produit des déplacements irréversibles. En pratique, on admet que le métal se comporte élastiquement tant que la déformation permanente reste inférieure à une valeur arbitraire, par exemple 0,2 %.

B. HOPKINSON [2] avait trouvé que la limite élastique dynamique des fils d'acier pouvait atteindre le double de sa valeur statique.

GINNS [6] trouve de même pour les métaux ferreux une limite élastique dynamique qui peut atteindre le double de sa valeur statique. La limite élastique croît aussi avec la vitesse pour le cuivre, le laiton et l'aluminium de pureté commerciale.

CLARK et DATWYLER [3] trouvent que la limite élastique dynamique ($V = 3 \text{ m/s}$) est supérieure à sa valeur statique pour les aciers étudiés, ainsi que pour le duralumin, le laiton,

l'aluminium et le cuivre. Leurs résultats sont résumés dans le tableau I, les valeurs étant rapportées à la limite statique correspondante prise comme unité.

Tableau I

	LIMITE ÉLASTIQUE	RÉSISTANCE MAXIMUM	ALLONGEMENT	ÉNERGIE ABSORBÉE
Acier S.A.E. 1015	1,33	1,29	1,42	1,38
Acier S.A.E. 1018	1,99	1,40	0,99	0,96
Acier 18-8	1,22	1,21	0,68	0,60
Duralumin	1,23	1,09	1,00	0,88
Laiton	1,39	1,14	1,16	1,20
Aluminium	1,52	1,32	1,63	1,63
Cuivre	1,43	1,39	1,53	1,60

RÉSULTATS DE CLARK ET DATWYLER (1938) [3] (vitesse = 3 m/s)
(la valeur statique correspondante étant prise comme unité).

FEHR et PARKER [10] trouvent, pour des vitesses d'essai pouvant atteindre 30 m/s, un accroissement de la limite élastique de l'acier utilisé voisin de 30% et pour le duralumin un accroissement voisin de 60% (fig. 1 a et 1 b).

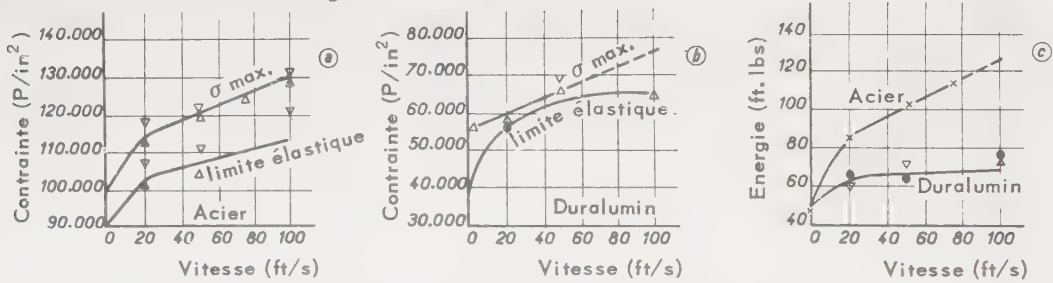


Fig. 1 — Influence de la vitesse de déformation sur la limite élastique, la charge de rupture et l'énergie absorbée pour l'acier et le duralumin. (FEHR-PARKER 1944-10).

DUWEZ et CLARK [7] montrent que les fils d'acier peuvent supporter sans déformation plastique un effort dynamique atteignant le triple de leur limite élastique statique.

MANJOINE et NADAI [11] ont étudié les variations de la limite élastique de l'acier (déformation inférieure à 0,2%) pour des taux de déformation variant de 10^{-6} à 10^3 s^{-1} et à des températures comprises entre 20 et 600 degrés (fig. 2 a). A la température ambiante, la limite élastique varie dans le rapport de 1 à 2,5 quand la vitesse d'essai passe de la plus faible à la plus forte valeur. Aux températures élevées, à l'influence de la vitesse de déformation, s'ajoutent celles de la restauration, puis de la recristallisation.

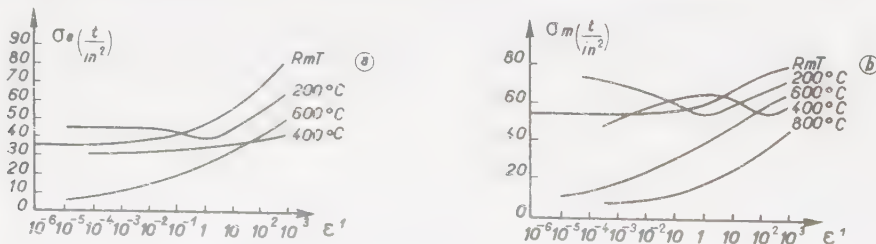


Fig. 2 — Influence de la vitesse de déformation sur la limite élastique et la charge de rupture pour l'acier doux à diverses températures. (MANJOINE-NADAI 1940-11).

BROWN et VINCENT [5] trouvent que la limite élastique augmente assez rapidement avec la vitesse pour rester ensuite à peu près constante pour le fer (augmentation de près de 100%) et pour l'acier doux (environ 60%); par contre, la limite élastique d'un acier dur reste constante quelle que soit la vitesse (jusqu'à 12m/s)(fig. 3).

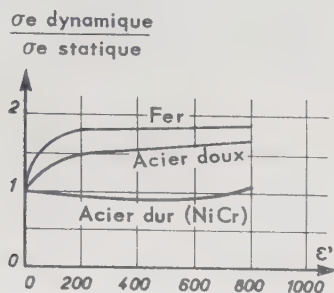


Fig. 3 - Influence de la vitesse de déformation sur la limite élastique. (BROWN-VINCENT 1941-5).

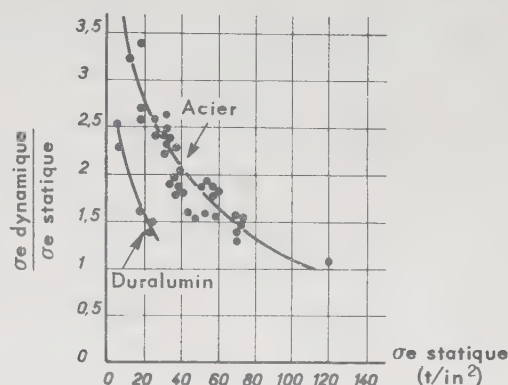


Fig. 4 - Variation de la limite élastique dynamique en compression en fonction de la limite élastique statique. (TAYLOR-WIFFIN 1948-13-14).

Pour des essais de compression, les vitesses peuvent être beaucoup plus grandes. WIFFIN [14], utilisant une formule approchée due à TAYLOR [13], détermine la limite élastique dynamique de cylindres métalliques projetés contre une plaque de blindage. Cette valeur, supérieure à la limite statique, reste à peu près constante pour les vitesses utilisées (200 à 1000m/s). Le rapport entre la limite élastique dynamique et la limite statique peut atteindre 3,5 pour l'acier doux et 2,5 pour le duralumin. Ce rapport diminue et tend vers 1 lorsque la limite élastique statique augmente (fig. 4).

II. INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR LA RÉSISTANCE A LA RUPTURE.

La résistance à la rupture semble peu influencée par la vitesse de déformation. Elle croît légèrement, mais beaucoup moins vite que la limite élastique, et certains auteurs (L'HERMITE [4] pensent qu'elle varie comme le logarithme du taux de déformation.

Les résultats de CLARK et DATWYLER [3], indiqués dans le tableau I, montrent, pour les vitesses utilisées (3m/s), l'augmentation relative de résistance à la rupture pour trois aciers, le duralumin, le laiton, l'aluminium et le cuivre.

BROWN et VINCENT [5], par contre, trouvent, pour des vitesses plus importantes (30m/s), que la résistance à la rupture des aciers utilisés reste à peu près constante. Seule la résistance du fer présente, aux grandes vitesses, une augmentation de 10% par rapport à sa valeur statique.

FEHR et PARKER [10] trouvent une faible augmentation de la résistance du duralumin lorsque la vitesse d'essai croît, celle de l'acier pouvant augmenter de 30% (fig. 2 a et 2 b).

Enfin, MANJOINE et NADAI [11] étudient l'influence de la vitesse de déformation et de la température pour l'acier (fig. 3 b). Aux températures élevées, de nouveaux phénomènes se produisent et leur influence s'ajoute à celle de la vitesse de déformation pour faire varier la résistance du métal. A la température ordinaire, la résistance du cuivre pur et celle de l'aluminium augmentent légèrement avec la vitesse de traction et varient à peu près comme le logarithme du taux de déformation ($\dot{\epsilon}$ compris entre 10^{-5} et $10^3 s^{-1}$).

III. INFLUENCE DE LA VITESSE DE DÉFORMATION SUR L'ÉNERGIE ABSORBÉE PAR LA RUPTURE.

Lorsque la vitesse de l'essai augmente, l'énergie nécessaire pour produire la rupture augmente lentement selon BROWN et VINCENT [5], plus rapidement selon FEHR et PARKER [10] pour l'acier et le duralumin (fig.2 c). CLARK et DATWYLER [3] trouvent une augmentation importante pour l'aluminium et le cuivre; par contre, l'énergie nécessaire pour produire la rupture par choc serait plus faible que dans un essai statique pour le duralumin et certains aciers (tableau I).

Lorsque la vitesse de traction devient très grande l'énergie absorbée passe par un maximum puis décroît rapidement, lorsque la vitesse dépasse une certaine "vitesse critique". MANN [9] trouve pour le bronze une vitesse critique d'environ 30m/s (fig.5 a), et pour l'acier une vitesse critique dépendant de l'acier utilisé, mais indépendante de la longueur de l'éprouvette (fig.5 b). Notons cependant qu'aux grandes vitesses, les vibrations de la machine absorbent une énergie qui n'est sans doute pas négligeable et dont il est bien difficile de tenir compte. Dans ces conditions, il est possible que le déplacement du pendule utilisé par MANN ne permette plus une mesure suffisamment précise de l'énergie absorbée par la seule rupture de l'éprouvette.

HOPPMANN [8] trouve aussi une vitesse critique pour le cuivre (fig.6 a).

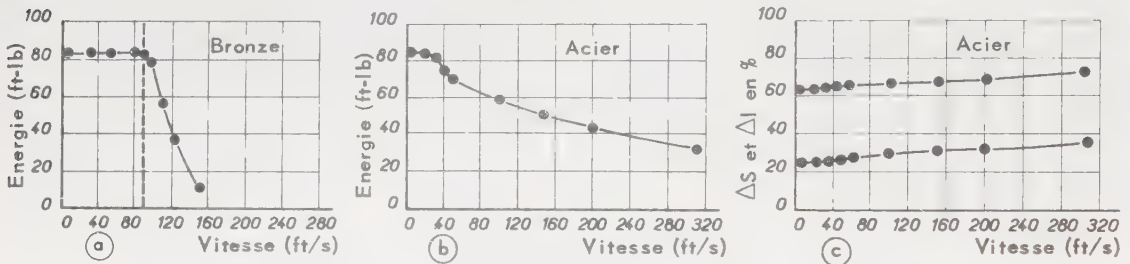


Fig. 5 - Influence de la vitesse de déformation sur l'énergie absorbée et la déformation après rupture. (MANN 1936-9).

IV. INFLUENCE DE LA VITESSE SUR LA DÉFORMATION APRÈS RUPTURE.

Pour la plupart des métaux, l'allongement après rupture reste à peu près constant, quelle que soit la vitesse de déformation. Pour l'aluminium, l'allongement est plus important après un essai rapide, il est plus faible pour certains aciers durs.

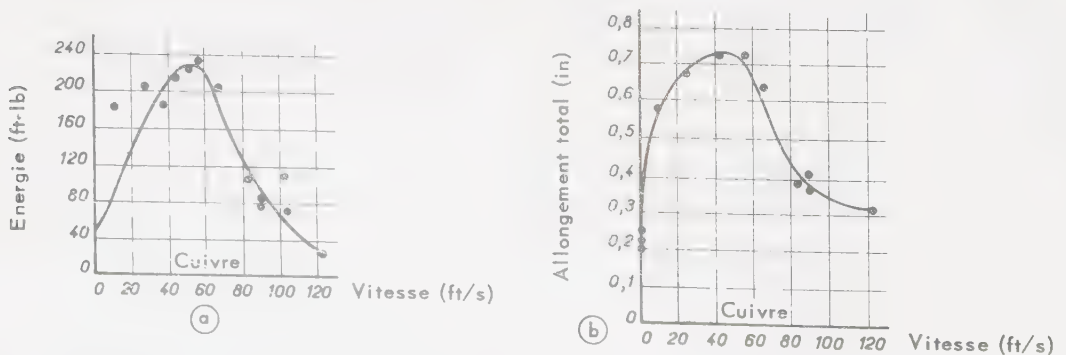


Fig. 6 - Influence de la vitesse de déformation sur l'énergie absorbée et la déformation après rupture. (HOPPMANN 1947-8).

Notons que pour des vitesses de traction supérieure à 20 m/s les éprouvettes d'acier présentent souvent deux zones de striction, la rupture se produisant dans une de ces régions de plus faible section,

Lorsque la vitesse dépasse la "vitesse critique", MANN [9] trouve que l'allongement des éprouvettes d'acier devient plus important (fig. 5 c). Pour le cuivre, HOPPMANN [8] trouve au contraire que l'allongement diminue (fig. 6 b).



Chapitre III

THÉORIE

I. ONDES ÉLASTIQUES.

L'étude de la propagation des *ondes élastiques* dans une barre soumise à une traction par choc avait déjà été traitée par Th. YOUNG, dès 1807, et fut développée par TIMOSHENKO (1934) [16].

Supposons que l'on impose à l'extrémité libre d'une barre initialement au repos une vitesse V_0 maintenue ensuite constante. Il se forme à l'extrémité de la barre une zone de déformation élastique dont le front se déplace avec une vitesse constante $c = \sqrt{E/\rho}$, E étant le module d'YOUNG et ρ la masse spécifique du métal. A l'instant t , après le début du choc, la zone déformée a une longueur ct , dont l'allongement $\varepsilon_0 \cdot ct$ doit être égal au déplacement $V_0 t$ de l'extrémité d'où la relation :

$$\varepsilon_0 c = V_0,$$

montrant la proportionnalité entre la déformation élastique ε_0 et la vitesse de traction V_0 .

Lorsque ε_0 dépasse la limite de déformation élastique ε_o , une zone de déformation plastique va se former.

II. ONDES PLASTIQUES.

La propagation d'une *onde plastique* a été considérée par DONNELL (1930) [17]. Il suppose qu'une déformation relative ε se déplace avec une vitesse :

$$c = \sqrt{\frac{1}{\rho} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}$$

$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ représentant la pente de la tangente à la courbe effort, déformation au point d'abscisse $\varepsilon(\sigma = \frac{F}{S_0}, S_0$ section de l'éprouvette supposée constante). Si le métal reste élastique $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E$.

Si ε est suffisamment grand, la courbe $\sigma(\varepsilon)$ présente un maximum, la tangente est horizontale et la vitesse de propagation ainsi définie s'annule. Donc, pour une vitesse de traction suffisante, la déformation plastique doit se trouver localisée près de l'extrémité libre.

Dans le cas particulier des métaux ferreux, une déformation sous effort constant se produit dès qu'on dépasse la limite élastique (Palier des courbes de traction). Alors $d\sigma/d\varepsilon = 0$ et la zone de déformation plastique ne peut se déplacer. Considérons l'onde élastique se propageant dans l'éprouvette. A l'extrémité fixe elle se réfléchit, sans changer de signe. La contrainte se trouve ainsi doublée et peut alors dépasser la limite élastique. La vitesse s'annule et la déformation plastique se produit à l'extrémité fixe. Dans le cas général, on voit ainsi qu'il peut se produire deux zones de striction dans l'éprouvette, ce qui a été vérifié expérimentalement [7] et [9] (voir fig. 10).

III. THÉORIE DE G. TAYLOR ET DE TH. KARMAN.

Une théorie plus complète a été développée, par G. TAYLOR et par Th. KARMAN (1941) [18].

Elle suppose que la relation $\sigma(\varepsilon)$ des contraintes en fonction de la déformation déterminée par un essai statique préalable, reste inchangée pendant tout l'essai. Les efforts résultant de la vitesse de déformation sont donc négligés. La théorie s'applique à la première déformation au delà de la limite élastique. Une diminution de contrainte se fera d'une manière élastique et, pour une nouvelle mise en charge, la relation $\sigma(\varepsilon)$ sera différente de la première. On suppose enfin que la section de l'éprouvette reste constante, négligeant ainsi l'énergie cinétique due à la contraction latérale de l'éprouvette. La théorie ne s'applique plus après le début de la striction.

Une section de l'éprouvette est définie par son abscisse x définissant sa position en l'absence de contraintes. Son déplacement u est une fonction du temps t et de x .

Considérons un élément de longueur dx compris entre les sections d'abscisses x et $x + dx$. Les déplacements de ses extrémités sont u et $u + \partial u / \partial x dx$, d'où son allongement relatif :

$$\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x}.$$

La masse de cet élément est $dm = \rho S dx$ (ρ masse spécifique du métal, S section de l'éprouvette). Les forces s'exerçant sur ses faces sont respectivement $-F = -S\sigma$ et $F + dF = S(\sigma + \frac{\partial \sigma}{\partial x} dx)$. L'équation de son mouvement s'écrit donc, après simplification :

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\partial \varepsilon}{\partial x}$$

ou :

$$(1) \quad \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}.$$

CAS PARTICULIER.

Considérons le cas particulier d'une barre semi-infinie ($-\infty < x \leq 0$) dont l'extrémité $x = 0$ est à l'instant initial tirée avec une vitesse constante V_1 .

Supposons que ε soit fonction uniquement de la quantité $q = \frac{x}{t}$. En posant $\varepsilon = f(q)$, le déplacement u peut s'écrire :

$$u = \int_{-\infty}^x \frac{\partial u}{\partial x} dx = t \int_{-\infty}^q f(q) dq.$$

On obtient ensuite facilement :

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{q}{t} \frac{df}{dq} \quad \text{et} \quad \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{1}{t} \frac{df}{dq}.$$

En portant ces valeurs dans l'équation (1) on voit que cette équation admet deux solutions :

$$(2) \quad \frac{df}{dq} = 0$$

et

$$(3) \quad \rho q^2 = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}.$$

Les conditions aux limites étant $u = V_1 t$ pour $x = 0$, et $u = 0$ pour $x = -\infty$, l'équation (2) peut s'écrire :

$$\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x} = C^{te}$$

traduisant la solution évidente

$$(2') \quad u = V_1 \left(t + \frac{x}{c_1} \right),$$

où c_1 est une vitesse de propagation quelconque.

La deuxième solution représente une onde de déformation d'amplitude ε se déplaçant avec la vitesse :

$$(3') \quad c = \sqrt{\frac{1}{\rho} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}.$$

La répartition des déformations dans la barre à un instant donné t est alors connue (fig. 7). Une onde de déformation élastique, d'amplitude ε_e , se déplace avec la vitesse $c_0 = \sqrt{E/\rho}$.

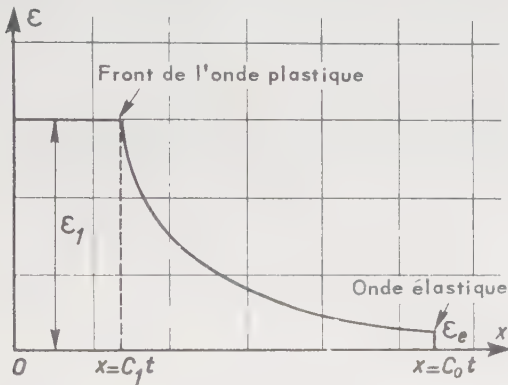


Fig. 7 - Répartition des déformations dans la barre à un instant donné t . (KARMAN 1950-18).

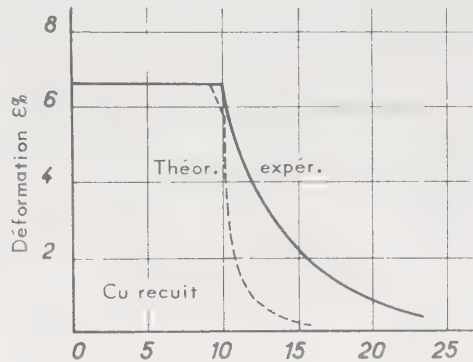


Fig. 8 - Répartition des déformations : courbes théoriques et expérimentales.

(CLARK-DUWEZ 1948-19).

Une zone de déformation plastique d'amplitude constante ε_1 se forme à l'extrémité en mouvement et s'étend sur une distance

$$c_1 t = \sqrt{\frac{1}{\rho} \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\varepsilon_1}} \cdot t$$

Enfin, entre le front de l'onde plastique et l'onde élastique chaque accroissement de déformation de ε à $\varepsilon + d\varepsilon$ se déplace avec la vitesse $c(\varepsilon)$ correspondant à la valeur de ε .

Il reste à déterminer la valeur de ε_1 . Le déplacement de l'extrémité est :

$$u(0, t) = V_1 t = t \int_{-\infty}^{\varepsilon_1} \varepsilon \cdot dq,$$

ce qui peut s'écrire, en changeant les variables :

$$V_1 = - \int_0^{\varepsilon_1} q \cdot d\varepsilon,$$

$$\text{et finalement : (4) } V_1 = \int_0^{\varepsilon_1} \frac{1}{\rho} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot d\varepsilon,$$

relation qui permet de déterminer graphiquement la valeur ε_1 correspondant à V_1 .

Lorsque ε atteint la valeur ε_m correspondant au maximum de résistance, la rupture se produit dès le début du choc et près de l'extrémité en mouvement. La vitesse correspondante sera la "vitesse critique" déterminée par :

$$V_m = \int_0^{\varepsilon_m} \sqrt{\frac{1}{\rho} \frac{d\sigma}{d\varepsilon}} \cdot d\varepsilon$$

VÉRIFICATIONS EXPÉRIMENTALES.

CLARK et DUWEZ (1948) [19] ont cherché à *vérifier expérimentalement* cette théorie. Pendant l'essai, l'extrémité d'un fil de cuivre recuit de 2,5 m de longueur est tirée avec la vitesse constante V_1 pendant un temps très court et réglable. La déformation plastique est ensuite mesurée le long du fil. La figure 8 représente les valeurs théoriques et la courbe expérimentale. L'écart observé est expliqué en admettant que la courbe $\sigma(\varepsilon)$ dynamique se place légèrement au-dessus de la courbe obtenue par un essai "statique". (Par contre la théorie ne peut expliquer le comportement des métaux ferreux, fig.10).

En faisant varier la vitesse V_1 , on obtient les valeurs correspondantes de ε_1 , que l'on peut comparer aux valeurs théoriques (fig.9). Enfin, la théorie prévoit une "vitesse critique" V_1 voisine de 50 m/s. Or, quand, dans l'essai, $V_1 = 56$ m/s, la rupture se produit à quelques centimètres de l'extrémité mobile. Remarquons que la rupture se produit après une striction importante et de plus qu'une faible déformation plastique a eu le temps de se propager dans le fil au delà de la zone de rupture.

(Si la barre a une *longueur finie*, il faut tenir compte des ondes réfléchies et la théorie devient plus complexe. Elle permet cependant de prévoir les variations de la contrainte à l'extrémité fixe, variations que l'on peut enregistrer).

Des résultats plus complets ont été publiés par CLARK (1953 - 20). Ils sont résumés dans le tableau II (pour les deux premières colonnes, la valeur statique est prise comme unité).

Tableau II

	RÉSISTANCE MAXIMUM	ALLONGEMENT (a)	VITESSE CRITIQUE (b)	
			CALCULÉE	MESURÉE
S.A.E. 1015 (recuit)	1,25	1,07		100
S.A.E. 1022 (laminé à froid)	1,25	2,50	95	100
S.A.E. 1045 (trempé et revenu)	1,18	1,61	88	190
S.A.E. 2345 d°	1,20	1,68	161	> 200
S.A.E. 4140 d°	1,12	1,73	132	175
S.A.E. 5150 d°	1,06	1,56	159	170
Acier inoxydable (type 302)	1,19	0,80	490	> 200
Cuivre (recuit)	1,23	1,33	231	> 200
Cuivre (laminé à froid)	1,33	4,30	42	50
2 S Aluminium (recuit)	1,32	1,30	176	> 200
2 S Aluminium (1/2 H)	1,28	1,52	36	110

(a) pour une vitesse inférieure à la vitesse critique,

(b) en pied/seconde.

RÉSULTATS CITÉS par CLARK 1953-20.

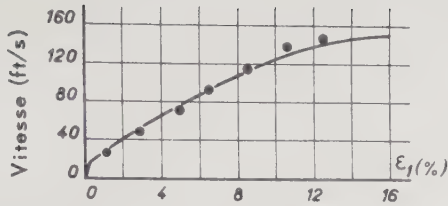


Fig. 9 - Variation de la déformation maximum en fonction de la vitesse. Courbe théorique et points expérimentaux. (CLARK-DUWEZ 1948-19).

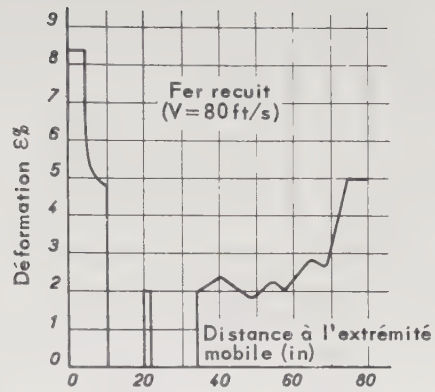


Fig. 10 - Répartition des déformations après le choc dans un fil de fer recuit. (CLARK-DUWEZ 1948-19).

REMARQUE.

Aux très grandes vitesses, la *chaleur* produite par la déformation adiabatique peut diminuer la résistance du métal. C'est ainsi que, dans les essais de torsion rapide, la résistance au cisaillement passe par un maximum puis décroît quand la déformation augmente.

Une élévation de température de quelques dizaines de degrés au voisinage de la cassure a été mise en évidence, par MANJOINE et NADAI (1940) [11], à l'aide de thermocouples fixés sur l'éprouvette. Mais l'échauffement peut être beaucoup plus considérable dans la zone de rupture si une importante déformation s'y produit rapidement et la structure même du métal peut se trouver profondément modifiée. C'est ainsi que ZENER (1947) [21] explique les résultats obtenus par emboutissage rapide de tôles d'acier. Aux faibles vitesses de pénétration, la déformation plastique autour du poinçon est beaucoup plus importante que lorsque le poinçon pénètre sous l'action d'un choc.



Deuxième Partie
Appareils d'essais.

Chapitre I

APPAREIL POUR MISE SOUS CHARGE RAPIDE D'UNE ÉPROUVETTE DE TRACTION

Il s'agissait essentiellement de construire un appareil permettant d'appliquer le plus rapidement possible, à une éprouvette de traction, une force donnée, la charge étant ensuite maintenue constante.

ESSAIS PRÉLIMINAIRES.

1°) La force appliquée pouvait l'être tout simplement à l'aide d'un poids $P = Mg$ accroché à la partie inférieure de l'éprouvette et reposant initialement sur un support. A un instant donné, le support est supprimé et l'éprouvette se trouve soumise à un effort de traction

$$F = Mg \left(1 - \cos 2\pi \frac{t}{T}\right)$$

avec

$$T = 2\pi \sqrt{\frac{M}{K}} = 2\pi \sqrt{\frac{F_0}{Kg}} \quad (F_0 = Mg)$$

$K = ES/l$ est la rigidité de l'éprouvette (section S , longueur l , E module d'Young).

La force varie entre 0 et $2F_0$. La charge maximum est atteinte au bout du temps $\tau = T/2$.

Pour les éprouvettes utilisées, K est de l'ordre de 10^{10} cgs, et τ varie de 6.10^{-3} s à 30.10^{-3} s lorsque F_0 passe de 10 à 200 kg.

Pour diminuer τ , temps de mise sous charge, il faut diminuer l'inertie du système, donc diminuer M . On peut y parvenir en accrochant à l'éprouvette un ressort tendu (tension = F_0). Au début, un support retient l'extrémité du ressort et soulage l'éprouvette.

Le support étant supprimé, la tension du ressort varie très peu (faible allongement de l'éprouvette) et, comme sa rigidité est toujours beaucoup plus faible que celle de l'éprouvette, la force F appliquée à celle-ci est

$$F = F_0 \left(1 - \cos 2\pi \frac{t}{T}\right)$$

avec

$$T' = 2\pi \sqrt{\frac{M'}{K}}$$

M' représente la masse du système d'accrochage du ressort à l'éprouvette et une masse équivalente à celle du ressort en mouvement.

Le temps de mise en charge $\tau = T'/2$ est maintenant indépendant de la force F_0 appliquée.

Pour $M' \simeq 500$ g, τ est d'environ $0,8.10^{-3}$ s.

2°) Dispositif de mise sous charge.

Il est évident que le support maintenant initialement la charge doit être supprimé en un temps inférieur au temps τ précédent.

On peut utiliser un levier qu'un électro-aimant libère lorsqu'on coupe le courant. L'effort appliqué étant mesuré à l'aide d'un quartz piézo-électrique et d'un oscillographe, nous avons trouvé un temps de mise en charge, dépassant 15.10^{-3} s (dû sans doute au magnétisme rémanent, à l'effet de self des enroulements et à l'inertie du levier libéré par l'aimant).

Nous avons préféré le dispositif à air comprimé qui nous a permis de réaliser la machine schématisée à la figure 11. Le ressort se trouve tendu, à l'intérieur d'un cylindre fermé à sa partie supérieure par une soupape, celle-ci reliant d'autre part l'éprouvette au ressort. L'air comprimé soulève la soupape et l'éprouvette (ou le quartz) ne supporte aucun effort. Lorsque les volets latéraux sont ouverts, l'air s'échappe rapidement et l'éprouvette se trouve brusquement sous tension.

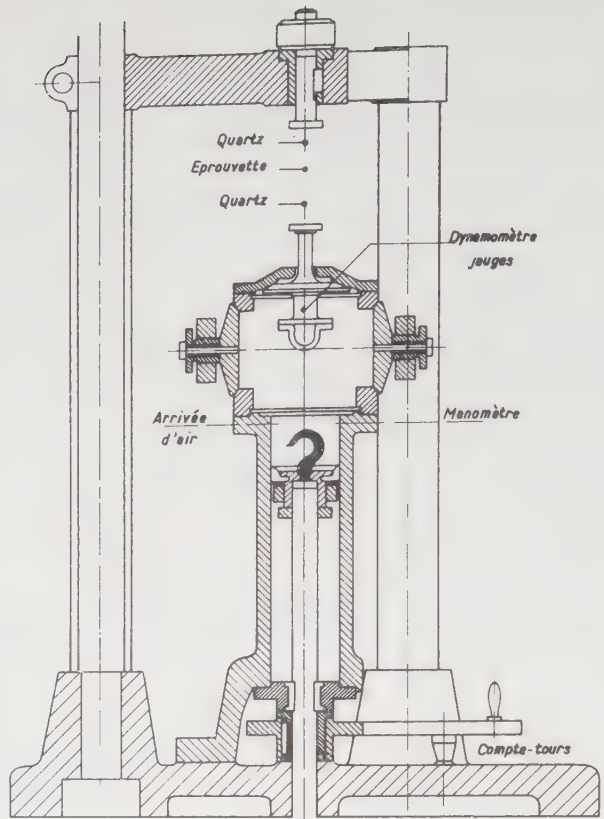


Fig. 11

Les premiers essais effectués dans des conditions très défavorables avaient montré un temps de mise en charge de l'ordre de 5.10^{-3} s, ce qui nous décida à construire une machine utilisant ce dispositif très symétrique et très rapide puisqu'il nous a permis ensuite de réaliser des temps de mise en charge inférieurs au millième de seconde et des efforts dépassant 100 kg.

MACHINE DE TRACTION BRUSQUE ⁽¹⁾

A. Partie mécanique.

La figure 12 montre une vue d'ensemble de l'appareil dont on peut reconnaître les différentes parties.

Le cylindre, solidement fixé au socle, porte latéralement deux volets qui peuvent être fermés à l'aide d'une pièce en U munie d'une poignée visible sur la figure 13; la figure 14 montre l'appareil après l'ouverture des volets. Deux joints toriques assurent l'étanchéité (un système d'écrous permet de les appliquer fortement sur leur siège). Enfin, un manomètre indique la pression de l'air à l'intérieur. (Une bouteille d'air comprimé permet d'obtenir la pression nécessaire).

La partie inférieure est fermée par un piston qui en se déplaçant allonge le ressort auquel il est lié par un crochet. (En fait et pour absorber certaines vibrations, nous avons utilisé un anneau de caoutchouc. Sa forme circulaire permet de l'accrocher facilement (figure 16). On peut descendre le piston à l'aide d'une manivelle entraînant un pignon qui se visse sur une tige

(1) Je remercie tout particulièrement l'Office National d'Etudes et de Recherches Aéronautiques (Direction OR) qui a bien voulu se charger de la réalisation de cette machine.

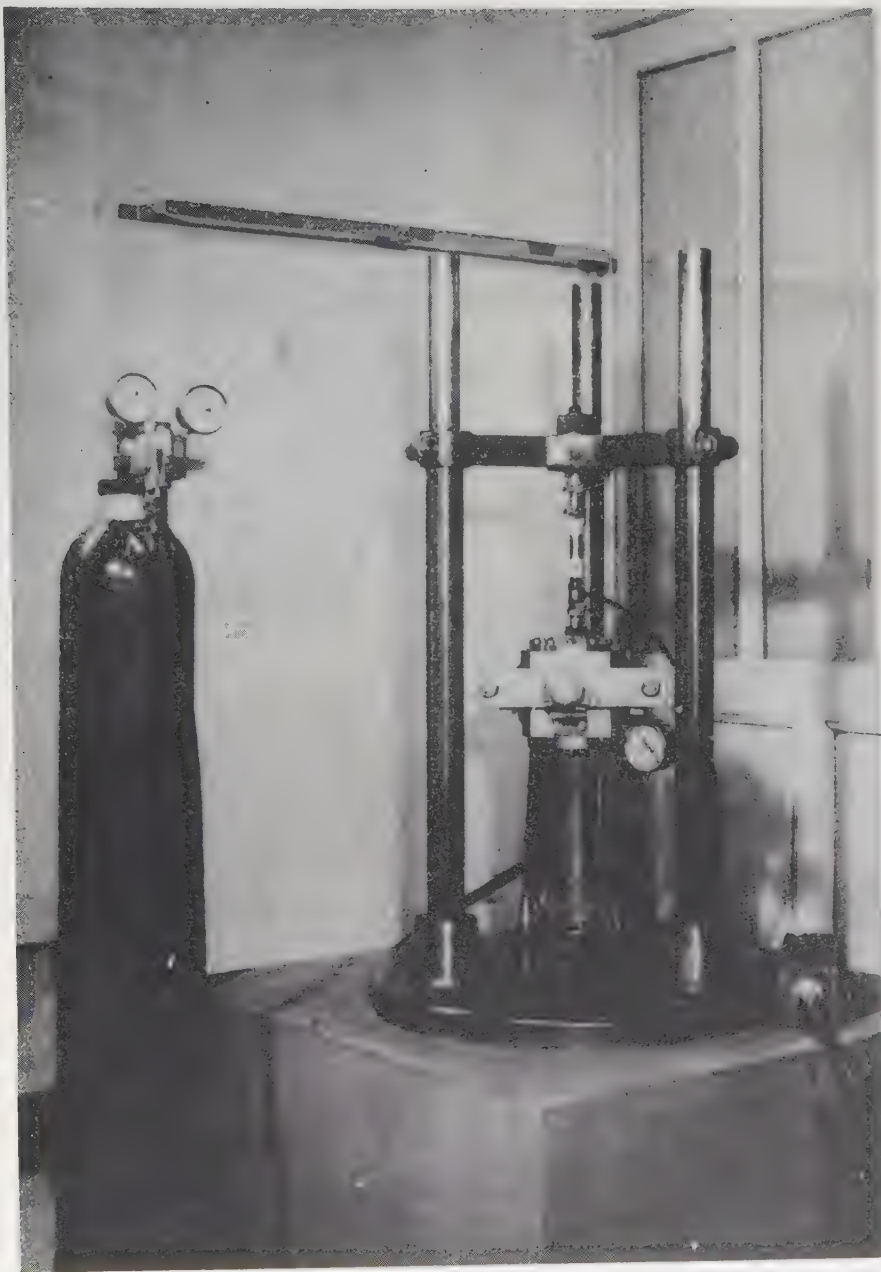


Fig.12 – Vue d'ensemble de la machine de traction brusque.

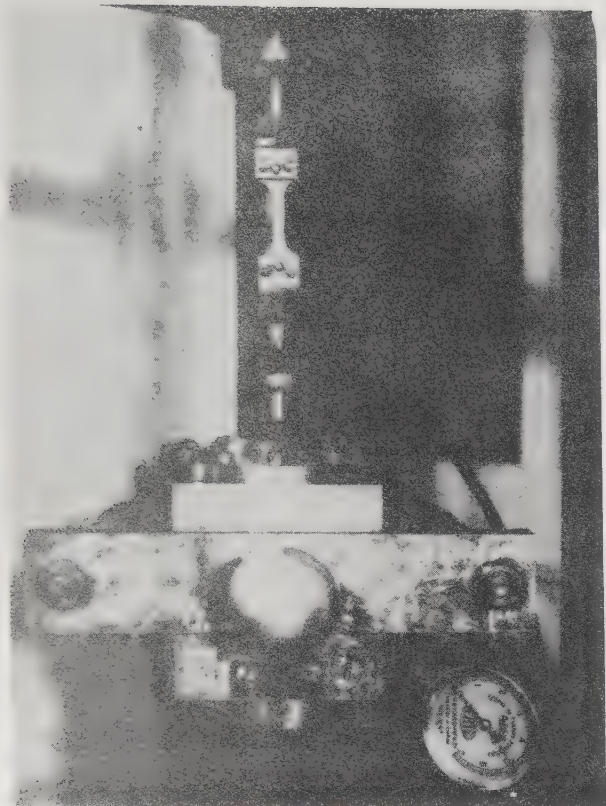


Fig. 13 - Détail : Volets fermés.

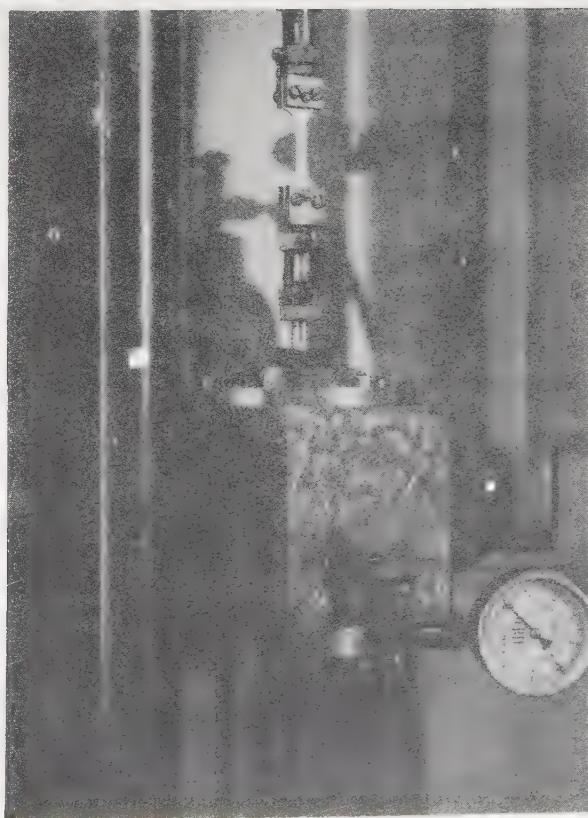


Fig. 14 - Volets ouverts.

filétée solidaire du piston. Un compte tour indique la rotation du pignon et permet de connaître l'allongement imposé au ressort donc l'effort qui sera appliqué à l'éprouvette. Cet effort est d'ailleurs mesuré (avant d'ouvrir les volets) par un dynamomètre (strain-gage) placé entre la partie supérieure du ressort et la soupape (on le voit sur la figure 16). Cette soupape a été rodée sur son siège.

Elle est reliée à l'éprouvette par un dynamomètre à quartz piézo-électrique (visible sur la figure 14) qui permet d'enregistrer en fonction du temps les variations de l'effort appliqué à l'éprouvette. Un dynamomètre identique relie l'éprouvette à la traverse supérieure portée par trois colonnes rigides. Un dispositif à écrou permet de régler la position de l'ensemble éprouvette-quartz-soupape pour que cette dernière appuie bien sur son siège.

L'éprouvette a 2 mm d'épaisseur, 5 mm de large et 20 mm de longueur utile. Un axe cylindrique permet de la centrer dans les mâchoires, deux vis permettent ensuite de la bloquer et évitent tout glissement. On peut voir la forme des éprouvettes et leur montage sur les différentes photographies de la machine d'essai.

B. Appareils de mesure et enregistrement.

MESURE DES EFFORTS.

Effort appliqué.

Les efforts sont appliqués à l'aide d'un anneau de caoutchouc plus ou moins tendu. Son allongement se déduit du nombre de tours n imposés à la manivelle et indiqués par le compte tours. Cette force a été mesurée à l'aide de dynamomètres (quartz ou jauge) montés en série et varie en fonction de n comme le montre la figure 15 (charges et décharges répétées).

Inversement la tension initiale du caoutchouc, inaccessible à l'intérieur du cylindre hermétiquement clos et sous pression, sera réglée à la valeur choisie en donnant à n la valeur déduite de la courbe d'étalonnage précédente.

Mesure statique de l'effort.

Cependant le caoutchouc se relaxe et sous allongement constant, l'effort diminue lentement (de 1 kg environ en 10 minutes pour une tension initiale de 95 kg).

Pour connaître d'une façon plus précise l'effort qui sera appliqué à l'éprouvette après l'ouverture des volets, un dynamomètre⁽¹⁾ est placé entre le caoutchouc et la soupape, (fig. 16). C'est essentiellement un cylindre en duralumin, à parois minces, sur lequel sont collées deux jauges, l'une parallèle aux génératrices (jauge active), l'autre perpendiculaire (jauge témoin). Des joints isolants et étanches permettent aux fils de traverser la soupape pour venir former un montage en pont de Wheatstone (fig. 18). Les deux autres branches du pont

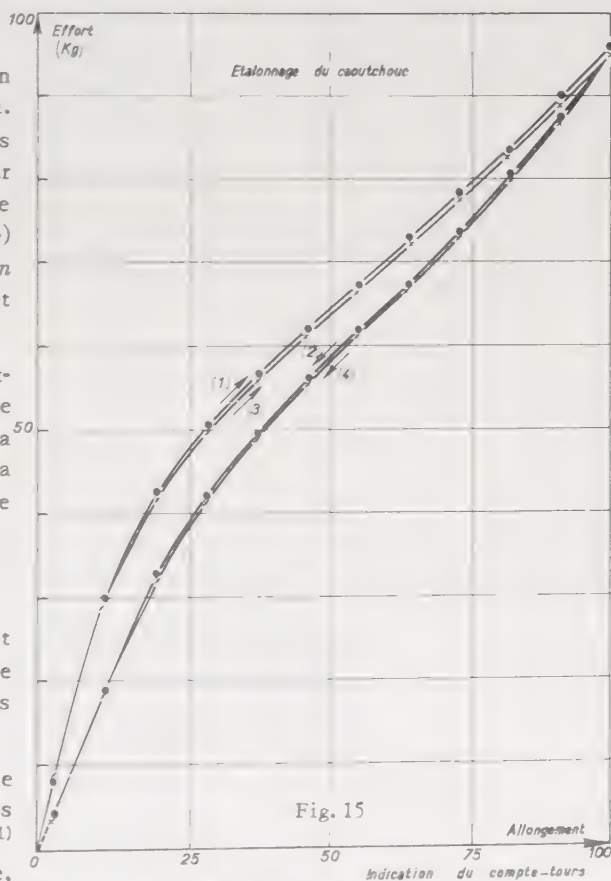


Fig. 15

(1) Ce dynamomètre a été réalisé à l'O.N.E.R.A. (Direction OR) suivant les indications de M. FAURE Chef du Laboratoire d'extensométrie.

sont constituées par deux jauges identiques aux précédentes et collées de part et d'autre d'une lame flexible (fig. 17) d'épaisseur constante ayant la forme d'un triangle encastré par sa base. En déplaçant son extrémité on fait varier sa courbure et les jauges se déforment uniformément (l'une en traction et l'autre en compression), on peut ainsi réaliser rapidement l'équilibre du pont en l'absence d'effort. Ensuite, lorsqu'un effort de traction est appliqué au dynamomètre, l'équilibre est à nouveau réalisé en réglant la position du potentiomètre P . (16 divisions du potentiomètre correspondent à un effort de 10 kg et le système est rigoureusement linéaire).

Cette méthode de zéro donne des indications indépendantes des variations de tension de la source ($E=2$ volts) de plus la compensation en température est obtenue du fait que les jauges sont collées par paire sur chaque support.

En résumé, la tension initiale du ressort est obtenue en réglant rapidement sa longueur (indication du compte tour d'après la courbe d'étalonnage) puis en ajustant à la valeur voulue (dynamomètre à jauges) l'effort appliqué qui se trouve connu avec une erreur inférieure à 1%.

Les volets sont alors ouverts et l'éprouvette se trouve brusquement sous tension.

Mesure dynamique des efforts.

Pour mesurer et enregistrer les variations en fonction du temps de l'effort appliqué à l'éprouvette, nous avons utilisé des dynamomètres à quartz piézo électrique ⁽¹⁾.

Le quartz, dans une capsule étanche et isolée, se trouve initialement comprimé dans sa cage d'acier qui est ensuite bloquée par des contre-écrous (fig. 7 a). Le montage est donc très rigide et très stable. D'autre part, sa fréquence propre très élevée (de l'ordre de 5.10^4) lui permet de suivre des variations d'effort extrêmement rapides.

Lorsqu'un effort de traction est appliqué au dynamomètre, la partie métallique s'allonge légèrement et le quartz se trouve soulagé. Il en résulte une variation de la différence de potentiel existant entre les faces du quartz. Cette tension, importante, ne peut pas être utilisée directement (nécessité d'une résistance d'isolement considérable). On se sert alors d'une lampe électromètre comme transformateur d'impédance (son gain est voisin de 1). Comme elle ne peut recevoir sur sa grille de commande que de faibles variations de tension (de l'ordre du volt) le quartz est tout d'abord shunté par une forte capacité qui réduit la tension à la valeur voulue.

L'impulsion se retrouve sur la plaque de l'électromètre. Elle est ensuite amplifiée par un amplificateur à courant continu à deux étages (toutes les liaisons se font évidemment uniquement par résistances). L'alimentation, classique, est stabilisée par des lampes au néon. (Vue d'ensemble et schéma figures 19 et 20).

Le microampèremètre branché dans le circuit plaque de la dernière lampe, permet de connaître l'intensité du courant débité par cette lampe, intensité qui dépend directement de l'effort appliqué au quartz. Un étalonnage préalable permet de repérer la partie rectiligne de la "caractéristique" du système (entre 12 et $46 \mu A$ pour le schéma indiqué, ce qui correspond à une variation de 100 kg pour l'effort). La sensibilité de l'ensemble peut d'ailleurs être augmentée :

- en reliant la grille de la première lampe de l'amplificateur en un point différent de la charge de la plaque de l'électromètre,
- en diminuant la capacité qui shunte le quartz,
- en diminuant la section de la cage du quartz (mais on diminue alors la fréquence propre du dynamomètre).

Inversement elle peut être diminuée et, selon les besoins, on peut utiliser ce montage pour

(1) Ces quartz nous ont été fournis par M. MAUZIN, Ingénieur en Chef des services d'essais de la S.N.C.F. Il nous a aussi donné tous les renseignements dont nous avons eu besoin pour leur utilisation. Nous le remercions bien vivement de l'aide qu'il nous a ainsi apportée.

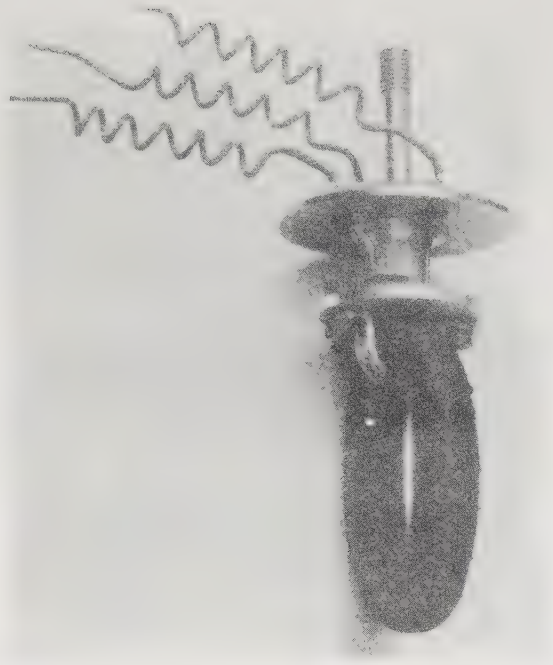


Fig.16 – Anneau de caoutchouc et dynamomètre à jauges fixé sous la soupape.

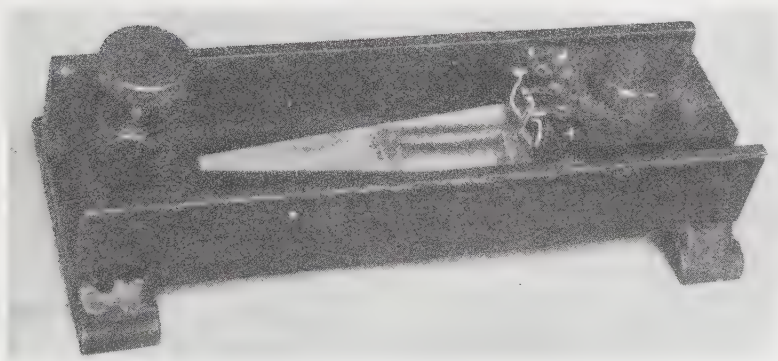
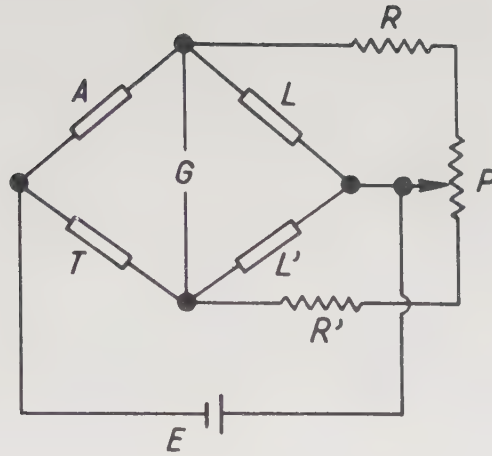


Fig.17 – Montage des jauges sur la lame permettant de régler le zéro du pont de jauges.



A — Jauge active R, R' — Résistances fixes
 T — Jauge témoin P — Potentiomètre de mesure
 L et L' — Jauges collées sur la lame (réglage du zéro)

Fig. 18 — Schéma de montage du dynamomètre à jauges.

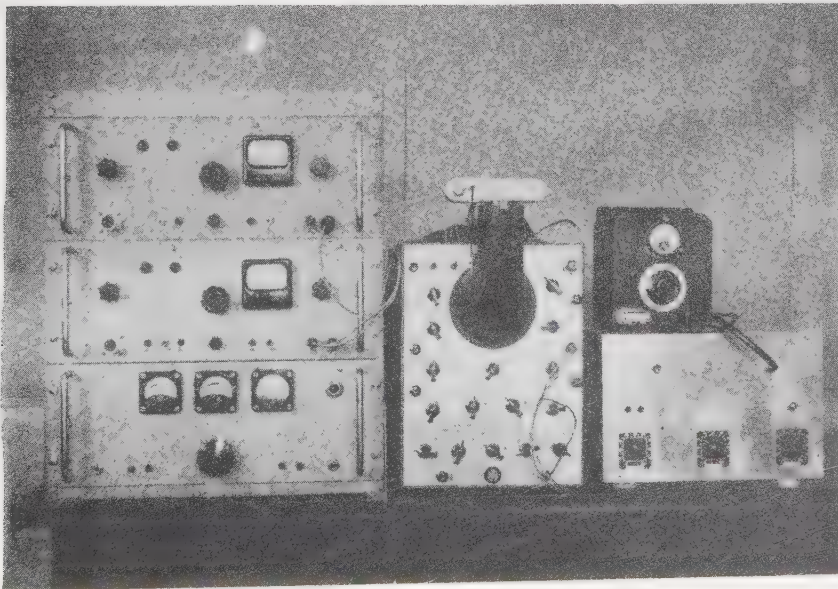


Fig. 19 — Vue d'ensemble des appareils de mesure : amplification, enregistrement.

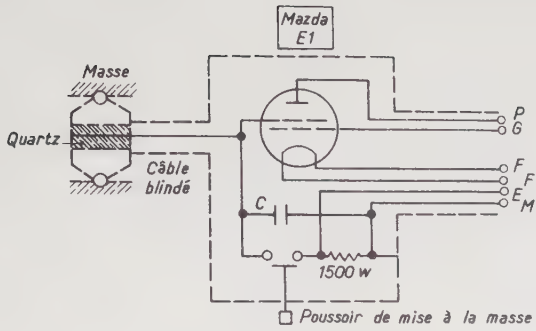


Fig. 20 a — Quartz. Préamplificateur.

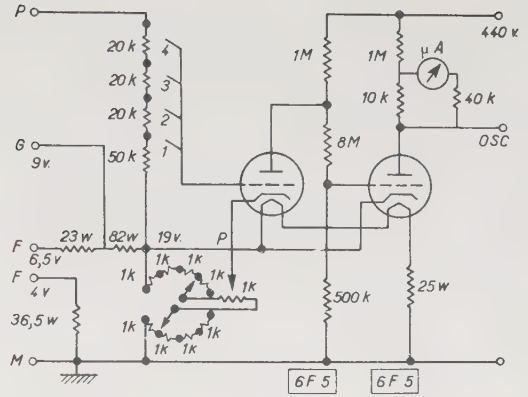


Fig. 20 b — Amplificateur.

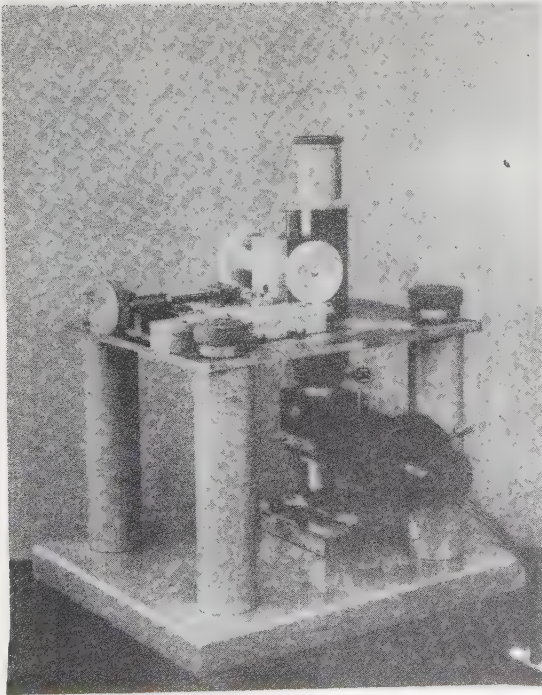


Fig. 21 — Micromètre optique.

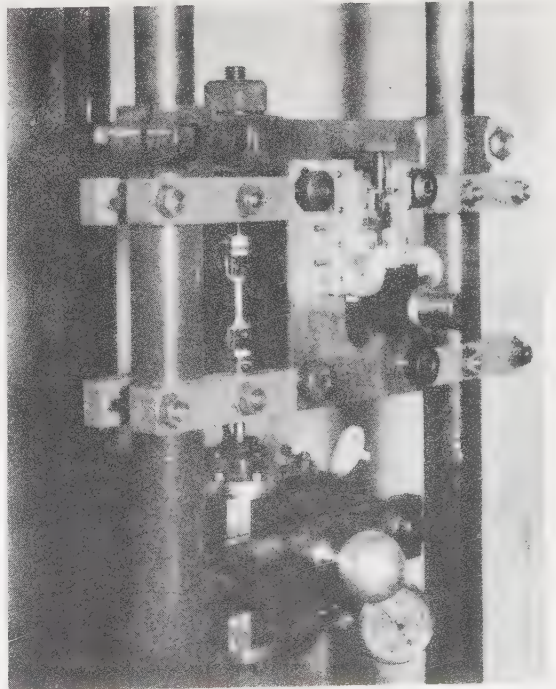


Fig. 22 — Micromètre optique monté sur la machine.

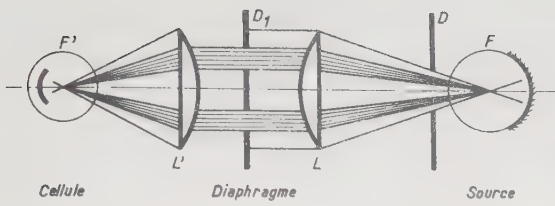


Fig. 23 - Dispositif optique.

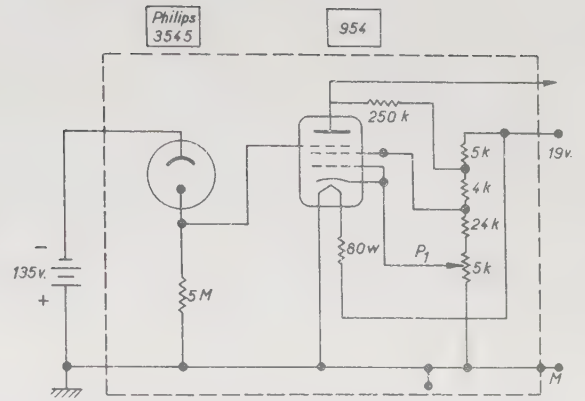


Fig. 24 - Cellule photoélectrique. Préamplificateur.

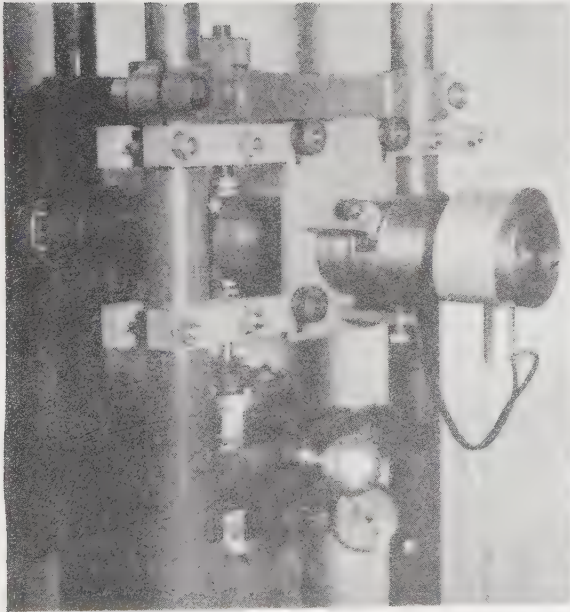


Fig. 25 - Projecteur et cellule montés sur l'appareil pour mesure dynamique des allongements.

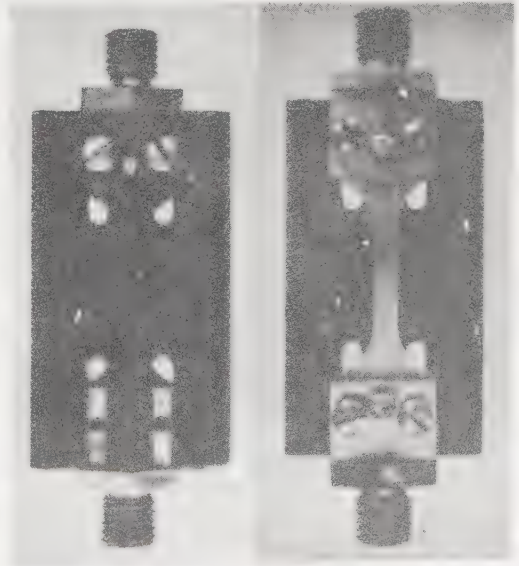


Fig. 26 - Montage de l'éprouvette avec diaphragme.

mesurer des forces inférieures au kilogramme ou dépassant 500 kg avec la même précision relative (erreur inférieure à 1 %).

Le potentiomètre *P* permet de régler la polarisation de la première grille (en modifiant le potentiel de la cathode) afin d'amener le point de fonctionnement à l'extrémité convenable de la zone de linéarité.

Avant tout essai le quartz est déchargé à l'aide du bouton poussoir de mise à la masse. Ce dispositif permet également d'attaquer directement la grille de l'électromètre (par la borne *E*) et d'étalonner l'amplificateur complet (gain en tension).

Il faut aussi, comme pour tout amplificateur à courant continu, tenir compte de sa "dérive". Celle-ci comprend au départ une dérive "rapide" qui disparaît après environ une demi-heure de chauffage et mise sous tension des lampes, et une dérive "lente" qui se produit constamment mais qui reste très faible. (Elle correspond pour l'amplificateur utilisé et pour la sensibilité 0-100 kg à une variation de l'effort d'environ 0,2 kg en 10 mn).

Elle ne serait gênante que pour des mesures statiques très longues. Elle est évidemment négligeable pour nos mesures dynamiques qui durent moins d'un centième de seconde.

Enregistrement.

L'impulsion donnée par le quartz et amplifiée est envoyée sur les plaques d'un oscillographe. A l'aide d'une synchronisation convenable le début de l'impulsion déclanche le balayage. L'oscillogramme est alors photographié.

L'indication du temps est obtenue à l'aide d'un générateur d'impulsions, commandé par les oscillations d'un quartz et qui envoie sur le Wehnelt des impulsions négatives, interrompant le faisceau électronique (pendant un temps très court) mille fois par seconde, d'où l'aspect ponctué des courbes.

L'oscillographe utilisé est un "bicourbe", la fréquence de commutation étant de 10.000 par seconde. On peut enregistrer simultanément les variations des efforts aux deux extrémités de l'éprouvette (ou l'effort appliqué à l'éprouvette et son allongement en fonction du temps).

MESURE DES ALLONGEMENTS.

Mesure statique (micromètre optique).

L'éprouvette restant fixe, le dispositif optique (fig.21) est déplacé, à l'aide d'une vis, de 0,5 mm à chaque tour. D'autre part, l'oculaire comporte une graduation de 0 à 100, chaque division (pour le grossissement utilisé) correspond à 1/100 de millimètre. Il est donc facile de mesurer la distance entre deux repères avec cette précision. Celle-ci est limitée par la grosseur des traits de repère dessinés sur l'éprouvette. Avec une base de mesure de 15 mm, on peut mesurer avec précision des allongements relatifs de 0,1 %. Le dispositif peut être monté sur la machine de traction brusque (fig.22) ce qui permet de mesurer les allongements sans démonter l'éprouvette.

En général, plusieurs repères sont tracés sur l'éprouvette permettant de mesurer son allongement en différentes régions.

Mesure dynamique (cellule photoélectrique).

Pour mesurer les allongements de l'éprouvette pendant l'application de l'effort de traction, nous avons utilisé une cellule photoélectrique recevant un faisceau lumineux dont la section augmente lorsque l'éprouvette s'allonge.

Le principe est très simple (fig. 23), et nous allons étudier successivement les diverses parties : projecteur, diaphragme, cellule et amplificateur.

La source lumineuse ponctuelle S est formée par le filament F d'une lampe spéciale dont la partie arrière argentée forme réflecteur (miroir cylindrique dont le centre de courbure coïncide avec le filament). La lampe est chauffée sous une tension continue de 4 volts. Le faisceau lumineux limité par le diaphragme D tombe sur une lentille plan convexe (distance focale $f = 240$ mm, diamètre $D = 60$ mm) dont le foyer est en F . Pour répartir les incidences, la face plane de la lentille est du côté de la source.

Le projecteur envoie sur l'éprouvette et le diaphragme un faisceau de lumière parallèle. Le diaphragme D_1 a la forme indiquée par la figure 26. C'est une plaque mince en duralumin, fixée à la partie supérieure de l'éprouvette. Les bords des fentes sont rigoureusement parallèles et, dans ces conditions, la section du faisceau lumineux qui les traverse est une fonction linéaire de l'allongement de l'éprouvette. Les parties de l'éprouvette qui limitent le faisceau sont prises en des régions qui ne se déforment pas, en particulier la contraction latérale de l'éprouvette n'influence pas la section utile du faisceau lumineux. Enfin le glissement des têtes de l'éprouvette dans les mâchoires ne modifie pas la section utile du faisceau.

Ce faisceau tombe ensuite sur la face convexe d'une lentille plan convexe ($f' = 140$ mm, $D' = 60$ mm) qui le concentre sur la cathode d'une cellule photoélectrique située près du foyer F' .

Pour que la cellule puisse suivre les variations très rapides de l'intensité lumineuse sans que sa sensibilité se trouve modifiée, il est nécessaire de prendre une cellule à vide (l'inertie des cellules à gaz diminue leur sensibilité aux fréquences élevées). Les cellules à vide présentent par ailleurs divers autres avantages sur les cellules à gaz : courant de saturation (pour un flux lumineux constant) très peu sensible aux variations de tension anodique lorsque celle-ci dépasse 50 volts, proportionnalité entre le courant photoélectrique et l'intensité de l'éclairement, très faible fatigue photoélectrique dans le temps.

La cellule est montée sur un socle en plomb relié aux angles du boîtier par des fils de caoutchouc. La fréquence propre de ce système oscillant est suffisamment faible pour que la cellule ne subisse pas les vibrations de la machine.

Le boîtier contient le préamplificateur fonctionnant ici encore en transformateur d'impédance. (La résistance de charge de la cellule est de 5 mégohms). Nous avons choisi la penthode 954 pour ses dimensions très réduites qui permettent de la placer très près de la cellule. (Le montage électrique est indiqué par la figure 24). La lampe fonctionne en électromètre, son courant grille a été réduit à une valeur très faible (10^{-8} à 10^{-9} ampère) en abaissant la tension plaque (3 volts pour une charge de 250.000 ohms) et en réduisant la tension de chauffage du filament. Une polarisation convenable de la grille est obtenue en manoeuvrant le potentiomètre P_1 qui modifie le potentiel de la cathode. (La figure 25 montre le dispositif mis en place sur la machine d'essai).

L'amplification est ensuite réalisée par un amplificateur à courant continu identique à ceux utilisés pour les quartz. La tension de sortie est appliquée soit directement sur les plaques de l'oscillographe soit à l'amplificateur (vertical ou horizontal).

Le microampèremètre permet de connaître l'allongement de l'éprouvette (lorsque l'effort de traction n'a pas produit la rupture). Des essais préalables ont montré que la répartition du flux lumineux était bien uniforme dans toute la section du faisceau et que l'intensité du courant photoélectrique (et par conséquent la déviation du microampèremètre) était bien une fonction linéaire de la surface utile du faisceau (donc de l'allongement de l'éprouvette).

L'allongement maximum étant mesuré au micromètre optique après chaque essai, il est alors possible de graduer de façon précise l'oscillogramme photographié.

Chapitre II

APPAREILS D'ESSAI PAR CHOCS RÉPÉTÉS

Dans ces essais l'effort est appliqué pendant un temps très court et l'allongement de l'éprouvette est mesuré après chaque choc.

APPAREIL D'ESSAI.

L'éprouvette est fixée par son extrémité supérieure à un cadre métallique rigide (fig. 27), et une masse m est solidement fixée à son extrémité libre. Le cadre est guidé par deux rails verticaux qu'il touche par l'intermédiaire de petites roues qui réduisent le plus possible les frottements. Le cadre est accéléré par des bandes de caoutchouc (sandows) qui lui communiquent rapidement une vitesse V . En fin de course le cadre vient heurter une enclume (barre d'acier de 80 mm de diamètre et 600 mm de long fixée solidement dans le socle en béton). Le cadre, donc aussi l'extrémité supérieure de l'éprouvette, se trouvent alors bloqués et l'énergie cinétique de la masse m produit l'allongement ou la rupture du métal.

VITESSE AU MOMENT DU CHOC.

Le cadre coupe de petits fils métalliques placés sur son passage : trois fils séparés par 10 cm ou deux fils distants de 15 cm, le dernier se trouvant à moins d'un centimètre de la surface de l'enclume. La rupture du premier fil déclenche le balayage d'un oscillographe. Chaque nouveau fil coupé modifie le potentiel appliqué à l'amplificateur ce qui fait que l'oscillogramme enregistré a l'aspect de marches d'escalier. La longueur de chaque palier permet de connaître le temps mis par le cadre pour aller d'un fil au suivant, donc de connaître sa vitesse V . Cette vitesse varie avec le nombre n de sandows et leur allongement initial X_0 . L'erreur relative sur V ainsi mesurée est d'environ 1%.

On pourrait calculer V connaissant : d'une part l'énergie potentielle des n sandows tendus $\frac{1}{2} n K X_0^2$ (allongement initial X_0 et rigidité K), le travail $Mg X_0$ des forces de pesanteur pendant le parcours X_0 (M étant la masse du cadre) et l'énergie perdue par frottement A (qui ne peut être connue qu'expérimentalement), d'autre part l'énergie cinétique du cadre au moment du choc $\frac{1}{2} M V^2$ et celle des n sandows en mouvement (de masse μ) en supposant leur déformation homogène soit $\frac{1}{2} n \frac{\mu}{3} V^2$. D'où l'égalité exprimant la conservation de l'énergie du système

$$\frac{1}{2} \left(M + n \frac{\mu}{3} \right) V^2 = n \frac{K X_0^2}{2} + Mg X_0 - A.$$

$M = 3000 \text{ g}$; $\mu = 75 \text{ g}$, $K = 10^5 \text{ cgs}$, X_0 varie entre 50 et 150 cm, A négligeable.

Les valeurs de V ainsi calculées et celles trouvées expérimentalement coïncident aux erreurs d'expérience près (1 à 2%), ce qui prouve que l'énergie perdue par frottement est effectivement très faible. (L'influence des frottements doit être d'autant plus sensible que n est faible, or pour $n=0$, chute libre, les 2 valeurs de V , calculée et mesurée, coïncident à moins de 1% près).

Pour $n=30$, V peut atteindre 33 m/s. Mais à ces vitesses, le cadre se déforme très rapidement et doit être souvent remplacé. La barre d'acier servant d'enclume s'est elle-même rompue (principalement par clivage) la rupture se trouvant dans un plan perpendiculaire à son axe et en son milieu. Seuls quelques essais sur les monocristaux d'Al-Cu ont été faits à ces vitesses. Pour les essais souvent répétés, nous nous sommes limités à $V=17$ m/s.

ÉPROUVETTES UTILISÉES.

Dans tous ces essais, la masse qui produit l'effet de choc est solidaire de l'éprouvette, ce qui est important. La masse m comprend la surcharge, la masse de la tête mobile et une masse équivalente à celle de l'éprouvette en mouvement (soit le tiers de la masse de la partie centrale puisque la déformation, comme nous le verrons pour l'aluminium recuit, est uniforme tout le long de l'éprouvette).

L'effort supporté par l'éprouvette pendant le choc ne peut pas être mesuré. Ce que l'on peut connaître, c'est l'énergie fournie (soit $\frac{1}{2} m V^2$) et la déformation (mesurée après le choc).

Les éprouvettes d'aluminium ont les mêmes dimensions que celles utilisées pour la machine de traction brusque (fig. 3) seule la tête inférieure est légèrement plus petite. Les allongements sont mesurés au micromètre optique décrit précédemment.

Pour l'acier, nous avons utilisé deux types d'éprouvettes. Les unes ont un diamètre de 1,5 mm et une longueur utile de 10 mm. Les extrémités sont filetées et elles peuvent être étudiées après un certain nombre de chocs sur la micromachine de traction Chèvenard. Les autres ont un diamètre de 2,5 mm et une longueur de 16 mm. La tête inférieure constitue la masse m , ses dimensions, donc m , sont variables. On mesure au palmer l'allongement total de l'éprouvette à 1/100 de mm près. La masse m est déterminée avec précision après la rupture de l'éprouvette.

Les masses m utilisées varient de 1 à 100 grammes. La rigidité de l'éprouvette étant d'environ 10^{10} c.g.s. La période propre du système oscillant ainsi réalisé (en phase élastique) varie de 50 à 500 microsecondes.

APPAREIL DE CHOC "ÉLECTROMÉCANIQUE".

Dans une série d'essais par chocs répétés, sur des éprouvettes d'acier, nous avons utilisé l'action d'un électroaimant dans lequel on fait passer un courant intense pendant un temps très court⁽¹⁾. Pour ce faire, un thyatron décharge dans les enroulements de l'électroaimant plusieurs condensateurs, montés en parallèle, initialement chargés par une tension continue V . (Il suffit d'envoyer une impulsion positive sur la grille de commande du thyatron). Chaque condensateur a une capacité $C=32 \mu F$, leur nombre n varie entre 1 et 20, la tension V peut être réglée entre 100 et 500 volts.

Le courant de décharge des condensateurs dure environ un millième de seconde, donc aussi l'effort de traction appliqué à l'armature mobile qui agit sur l'éprouvette. La variation, en fonction du temps, de l'effort appliqué à l'éprouvette dépend de l'inertie de l'armature, de la rigidité de l'éprouvette (donc de ses dimensions) dans la phase élastique et ensuite de sa plasticité.

(1) Monsieur S. ZIEMBINSKI a bien voulu nous permettre d'utiliser l'appareil qu'il a mis au point à l'Institut Supérieur des Matériaux. Nous l'en remercions très vivement.

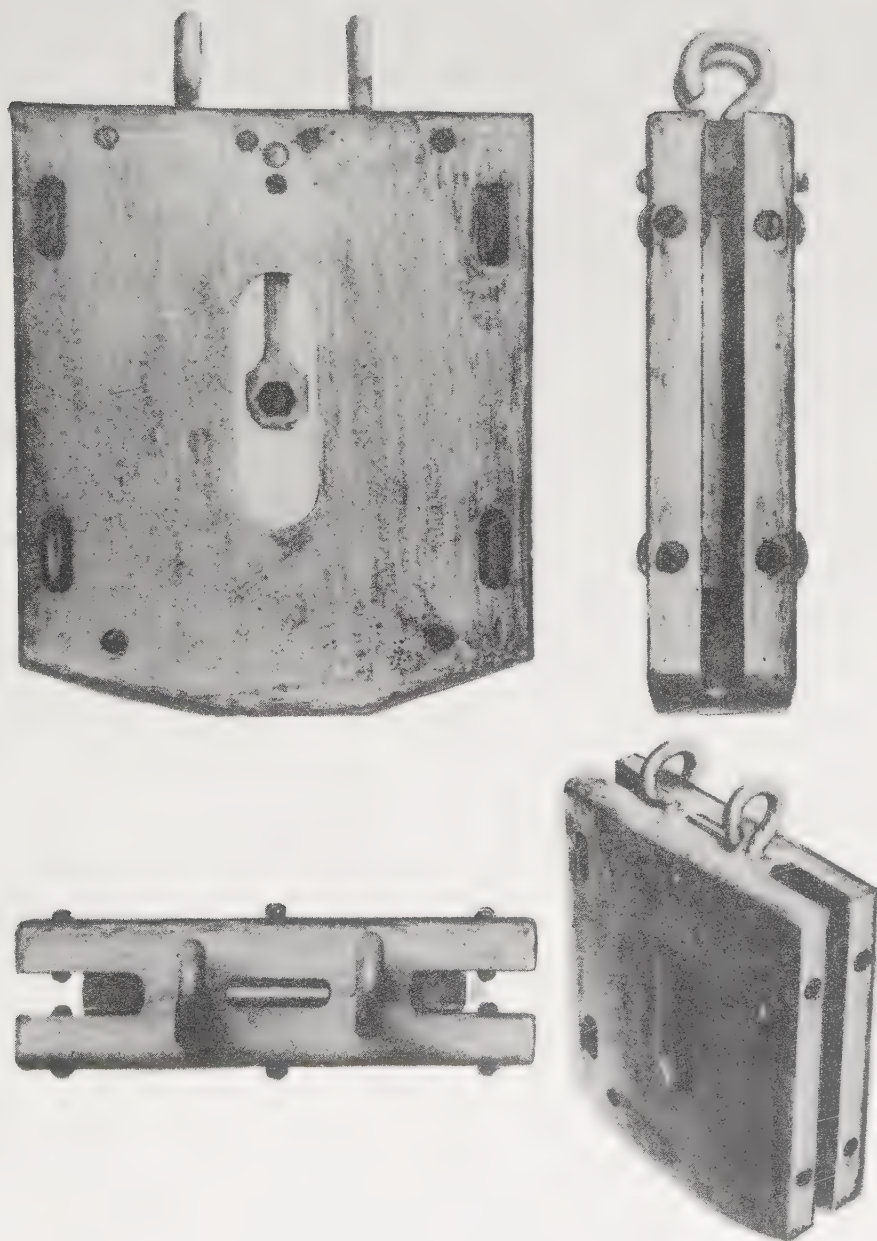


Fig. 27 — Cadre porte éprouvette pour l'appareil de choc.

Pour enregistrer ces variations nous avons placé entre l'éprouvette et le bâti de la machine un dynamomètre à quartz identique à ceux utilisés sur notre machine de traction brusque. La plaque de l'électromètre est reliée directement à l'amplificateur de l'oscillographe. L'impulsion positive qui commande le thyatron est aussi utilisée pour déclencher le balayage de l'oscillographe assurant ainsi une synchronisation parfaite.

Les éprouvettes d'acier utilisées ont une longueur utile de 12 mm. Leur diamètre varie de 1,4 à 3 mm. L'entrefer est initialement réglé à 0,50 mm. Après chaque essai, un coin mobile permet de déplacer la tête de l'éprouvette pour ramener l'entrefer à la valeur choisie. Le déplacement du coin est mesuré avec précision et permet de connaître l'allongement de l'éprouvette, sous l'action du choc, à 0,01 mm près.

Ces divers appareils, dont la mise au point a souvent été longue et délicate, nous ont permis d'étudier avec précision la déformation des métaux soumis à des chocs répétés.



Troisième Partie
Etude du comportement de l'aluminium.

Chapitre I

TRACTION ET TRACTION BRUSQUE DE L'ALUMINIUM RECUIT

I. ESSAI DE TRACTION.

PRÉPARATION DES ÉPROUVETTES.

L'aluminium utilisé est un aluminium de pureté commerciale (99,5%) livré en feuilles de 4 mm d'épaisseur. Les plaques sont laminées par passes croisées jusqu'à une épaisseur de 2 mm. Dans ces plaques ainsi très écrouies les éprouvettes sont découpées à la fraiseuse par groupes de 10 à 12 dont les dimensions sont par conséquent rigoureusement identiques. Pour faire disparaître toutes les irrégularités dues au découpage, les éprouvettes sont polies électrolytiquement (bain phosphochromique à chaud, 85°, sous une tension de 14 volts), en général on effectue plusieurs polissages de 2 à 3 minutes coupés par des lavages à l'eau courante.

Les dimensions des éprouvettes sont alors mesurées à 0,01 mm près, l'erreur relative sur la section est donc de 0,7%. La longueur de l'éprouvette (en dehors des zones de raccordement) est de 20 mm. Des repères sont tracés sur l'éprouvette à l'aide d'une pointe d'acier très fine, partageant en quatre parties égales une zone de référence de 16 mm de longueur.

Les éprouvettes sont alors recuites pendant 4 heures à 500°.

ESSAIS DE TRACTION.

L'effort de traction est appliqué à l'éprouvette montée sur la machine de traction brusque en faisant varier la tension du caoutchouc. L'effort F est mesuré à l'aide des dynamomètres (quartz et jauge) avec une erreur relative inférieure à 1%. Dans ces conditions la contrainte $\sigma = F/S_0$ (S_0 étant la section initiale de l'éprouvette) est connue avec une erreur relative $\approx \pm 1,5\%$.

Les allongements sont mesurés au micromètre optique (à 0,01 mm près), ce qui permet de connaître l'allongement relatif $\varepsilon = \Delta l/l_0$ avec une grande précision ($l_0 = 16$ mm).

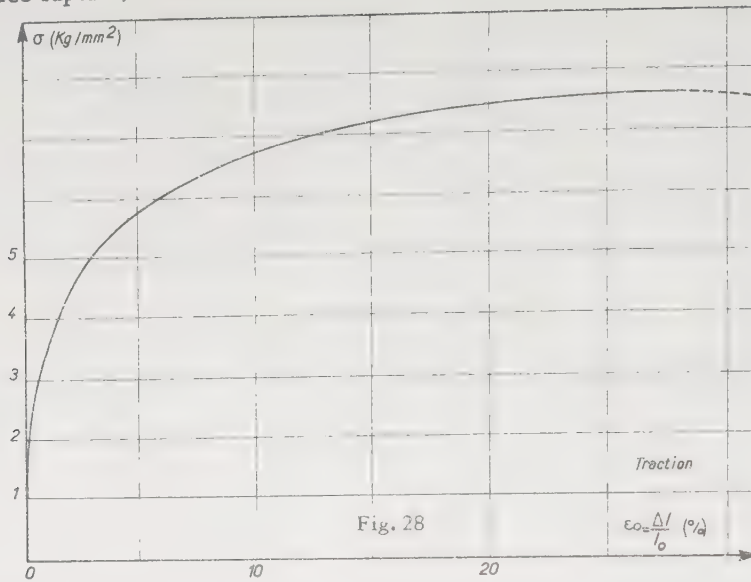
L'essai de traction dure environ 20 minutes.

Pour ε inférieur à 5%, l'allongement relatif n'est pas exactement le même pour les diverses parties de l'éprouvette, les légers écarts qui existent vont en diminuant quand ε croît et finissent par être négligeables pour $\varepsilon > 5\%$ (ceci jusqu'à ce que la striction se produise).

La courbe contrainte σ - déformation ε est représentée par la figure 28.

Lorsque σ atteint la valeur maximum $\sigma_m = 7,65 \text{ kg/mm}^2$, le métal se déforme sous charge constante (fluage), puis la rupture se produit rapidement sans qu'il soit possible de faire de mesures d'allongement pour ε compris entre 30% (correspondant à σ_m) et 50% (mesuré sur

l'éprouvette après rupture).



Mises en charge répétés.

Lorsque, après avoir appliqué une force F_1 , on supprime la charge, l'éprouvette se déforme élastiquement.

Pour un nouvel essai, la déformation reste élastique jusqu'à ce que l'effort atteigne une valeur F' très peu inférieure à F_1 et très rapidement la courbe contrainte déformation rejoint celle obtenue par traction continue.

Energie absorbée par la déformation.

Pour produire une déformation ε il faut fournir au métal une énergie

$$W_t = \int_0^{\Delta l} F \cdot dl = \int_0^{\varepsilon} (S_0 \cdot \sigma) \cdot (l_0 \cdot d\varepsilon) = S_0 \cdot l_0 \int_0^{\varepsilon} \sigma \cdot d\varepsilon$$

soit par unité de volume initial

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma \cdot d\varepsilon$$

La courbe représentant l'allongement relatif ε en fonction de l'énergie fournie W est tracée au trait plein sur les figures 32, 33, 38, 40 et 42. Pour les grandes déformations, la courbe est continuée en pointillé par la tangente en son point d'inflexion (ce point d'inflexion correspond à l'apparition de la striction).

Les unités utilisées en résistance des matériaux étant le kilogramme poids et le millimètre (contraintes en kg/mm^2), nous indiquons W en kgmm par mm^3 .

II. ESSAIS PAR TRACTION BRUSQUE.

Nous avons vu qu'en traction la déformation plastique produite par une force F n'est pas modifiée lorsqu'on décharge l'éprouvette pour la remettre ensuite sous tension et cela tant que la nouvelle force appliquée ne dépasse pas F . On peut alors penser que ceci reste vrai pour un essai de déformation rapide : la déformation doit se produire pendant l'application de la charge. Ensuite, la force de traction, maintenue, ne produira qu'une déformation négligeable (sauf si l'on se trouve près du maximum de la courbe contrainte-déformation. Dans ce cas le fluage qui se produit peut être important et même aller jusqu'à la rupture de l'éprouvette).

CONTRAINTE ET DÉFORMATION PENDANT LA MISE EN CHARGE.

Si l'éprouvette restait élastique, elle se comporterait comme un ressort de rigidité $K = \frac{ES}{l}$.

$$E \simeq 6800 \text{ kg/mm}^2 = 6,8 \cdot 10^{11} \quad \text{c.g.s. (dyne. cm}^{-2}\text{)}$$

$$S = 10 \text{ mm}^2 = 0,1 \text{ cm}^2$$

$$l = 2 \text{ cm}$$

$$\text{d'où } K \simeq 3,4 \cdot 10^{10} \text{ c.g.s.}$$

La masse M accrochée à l'éprouvette (cage du quartz, soupape ...) étant d'environ 500 g, le système oscillant réalisé aurait une période propre

$$T = 2\pi \sqrt{\frac{M}{K}}$$

d'environ 10^{-3} seconde.

Ce temps est beaucoup plus grand que le temps mis par l'onde de déformation élastique pour aller d'une extrémité à l'autre de l'éprouvette et revenir, soit

$$\tau = \frac{2l}{c} \sim 8 \cdot 10^{-6} \text{ s}$$

(Pour l'aluminium $E = 6800 \text{ kg/mm}^2$, $\rho = 2,65$, $c = \sqrt{E/\rho} \simeq 5000 \text{ m/s}$).

On peut donc dans ce cas considérer l'effort appliqué instantanément à toute l'éprouvette, et, si la tension du ressort est F_0 , la force appliquée à l'éprouvette sera comme nous l'avons déjà indiqué

$$F = F_0 \left(1 - \cos \frac{2\pi t}{T}\right).$$

Nous avons pu le vérifier en utilisant des éprouvettes très écrouies et les divers résultats obtenus semblent montrer que l'air comprimé s'échappe du cylindre, après l'ouverture des volets, en moins de 10^{-3} seconde, sauf peut être pour les grandes valeurs de F qui nécessitent une plus grande pression. La valeur maximum de F est atteinte en un temps voisin de $T/2$ mais la valeur de ce maximum ne dépasse pas beaucoup F et la valeur théorique égale à $2F_0$ est loin d'être atteinte. Ensuite les oscillations de F autour de F_0 sont vite amorties. (Amortissement dû au frottement interne de l'éprouvette mais principalement à l'action de l'anneau de caoutchouc).

L'aluminium recuit étant très plastique, il est beaucoup plus difficile de prévoir comment vont se répartir les contraintes dans l'éprouvette. Du fait de la déformation importante produite, l'inertie de la masse M va augmenter la durée de la première mise en charge. Mais la vitesse de propagation d'une onde plastique n'est pas connue et si, comme le prévoit certaines théories, elle est très faible (et même nulle quand l'effort égale la charge de rupture) il faudra étudier la propagation de cette onde et ne pas considérer l'effort comme appliqué instantanément à toute l'éprouvette.

Utilisant les dynamomètres placés aux deux extrémités de l'éprouvette nous avons pu enregistrer les efforts en ces deux points. Les oscillogrammes obtenus ne permettent pas de déceler un retard entre l'application de l'effort à l'extrémité inférieure et son apparition à l'autre extrémité. (Si ce retard existe, il est inférieur à 10^{-4} s, temps qui sépare deux points marqués sur la courbe). La figure 29 montre les indications des deux quartz quand l'effort appliqué produit la rupture.

Pour la figure 29b, l'éprouvette avait au préalable subi une certaine déformation plastique. Au début, elle s'est donc déformée élastiquement, ce qui a permis une mise en charge plus rapide. Les deux courbes sont tout à fait semblables et nous pourrions donc, comme dans le cas de la déformation élastique, obtenir une représentation suffisamment précise du phénomène en supposant l'effort immédiatement appliqué à toute l'éprouvette.

Nous pouvons maintenant étudier le mouvement de la masse M soumise d'une part à la force

constante F_0 appliquée par le caoutchouc, d'autre part à la force F s'opposant au mouvement et représentant la résistance de l'éprouvette. Le déplacement x de M est égal à l'allongement Δl de l'éprouvette et F est une fonction de x . Nous pouvons donc écrire

$$(1) \quad Mx'' = F_0 - F(x).$$

Initialement $x_0 = x'_0 = 0$. Multiplions les deux membres de (1) par x' et intégrons entre l'instant 0 et l'instant t_1 où x' s'annule pour la première fois.

$$(2) \quad M \frac{x_1'^2}{2} = F_0 x_1 - \int_0^{x_1} F(x) dx = 0$$

ou

$$\int_0^{x_1} F(x) dx = F_0 x_1.$$

Cette égalité exprime simplement que l'énergie fournie $W_0 = F_0 x_1$ a été utilisée pour allonger l'éprouvette de $\Delta l = x_1$.

L'effort maximum supporté par l'éprouvette $F_1 = F(x_1)$ est supérieur ou au moins égal à F_0 . Après cette première déformation, $F(x)$ va osciller autour de la valeur F_0 . Quand $F(x)$ diminue la déformation reste élastique. Ensuite, et du fait de l'amortissement, la valeur F_1 ne sera plus atteinte. Donc pour $t > t_1$ les oscillations de F autour de la valeur F_0 seront sinusoïdales amorties. La figure 30 montre les variations de F en fonction du temps. L'instant t_1 est facile à mesurer, il augmente évidemment quand x_1 (donc F_0) croît.

Posons

$$\varepsilon_1 = \frac{x_1}{l_0}, \quad \sigma_0 = \frac{F_0}{S_0}, \quad \sigma = \frac{F}{S_0}$$

l_0 et S_0 représentant respectivement la longueur et la section initiales de l'éprouvette. La relation (2) peut s'écrire

$$W_0 = (\sigma_0 S_0) (\varepsilon_1 l_0) = \int_0^{\varepsilon_1} (\sigma \cdot S_0) (l_0 \cdot d\varepsilon)$$

ou

$$W = \sigma_0 \varepsilon_1 = \int_0^{\varepsilon_1} \sigma \cdot d\varepsilon$$

W représentant l'énergie fournie par unité de volume pour produire une déformation relative ε_1 .

La courbe contrainte-déformation dynamique n'étant pas connue avec une précision suffisante, il n'est pas possible de calculer directement l'intégrale précédente. Mais on peut expérimentalement déterminer l'énergie W nécessaire pour produire une déformation ε et comparer à l'énergie qu'il faudrait fournir en traction lente pour produire la même déformation.

La déformation suit immédiatement l'application de l'effort.

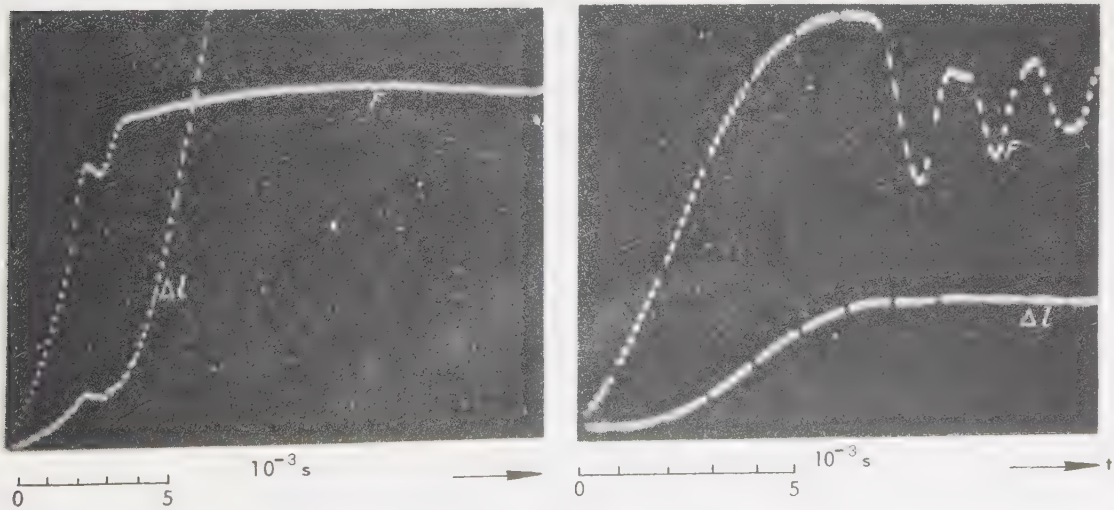
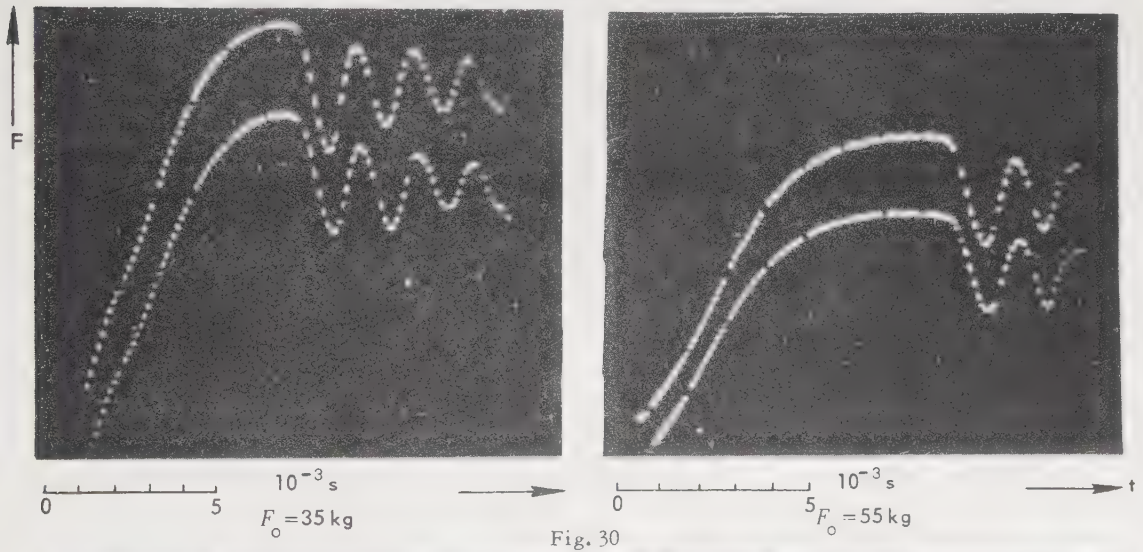
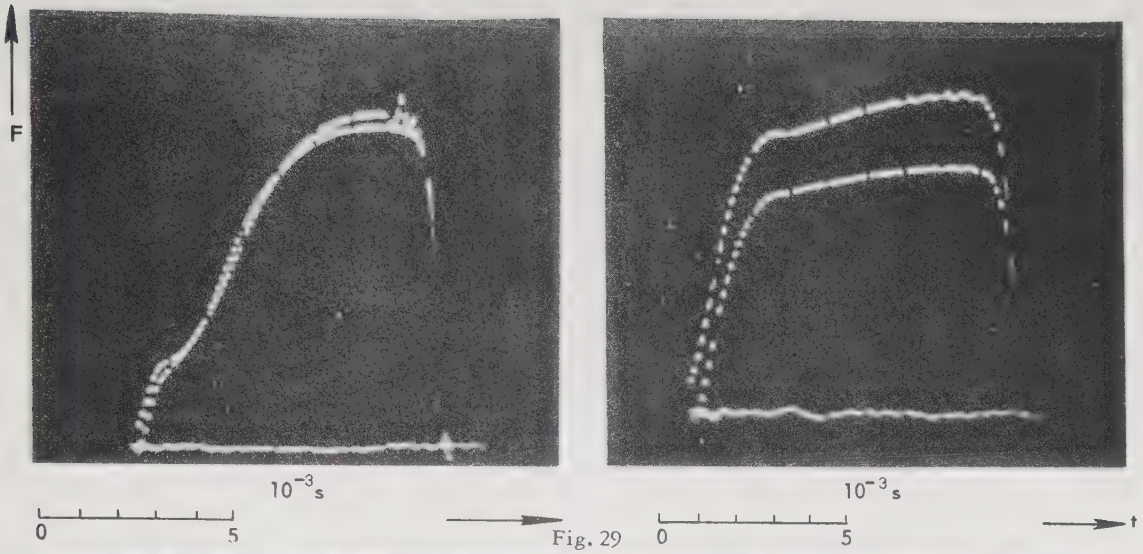
C'est ce que nous avons admis dans le raisonnement précédent. L'étude des allongements à l'aide de la cellule photoélectrique montre qu'il en est bien ainsi. On le voit sur les enregistrements de la figure 31. On pourrait croire qu'il existe un léger décalage entre les débuts des courbes $F(t)$ et $\Delta l(t)$, en fait ces deux courbes ont à l'origine une tangente horizontale (comme le montrerait le calcul) et ceci est plus marqué pour la seconde.

Sur l'un des enregistrements, on peut voir un crochet marqué sur chacune des courbes $F(t)$ et $\Delta l(t)$. En fait, au cours de l'essai, la partie inférieure de l'éprouvette est venue frotter contre l'une des lentilles, l'effort F s'est trouvé légèrement diminué (pendant 3 ou 4 $\cdot 10^{-4}$ s), la déformation s'est immédiatement arrêtée et pendant le même temps.

On peut voir aussi que la déformation se produit pendant la mise en charge et qu'elle s'arrête à l'instant t_1 où l'effort commence à décroître pour la première fois.

Remarque.

La déformation est uniforme sur toute la longueur de l'éprouvette. Cependant pour les faibles déformations, et comme en traction, on peut noter localement quelques légères différences.



Pour les déformations plus importantes la partie inférieure de l'éprouvette semble s'allonger légèrement plus que le reste de l'éprouvette. (Par exemple on trouve 13,5% pour une valeur moyenne de 13,2%).

DÉFORMATION ET ÉNERGIE FOURNIE.

Déformation à la première mise en charge.

Sur une série de 25 éprouvettes identiques nous avons mesuré l'allongement relatif ε_1 à la première mise en charge et pour différentes valeurs de $F_0 = S_0 \cdot \sigma_0$. Nous avons calculé l'énergie $W = \sigma_0 \cdot \varepsilon_1$ fournie et nous l'avons comparée à l'énergie W fournie en traction pour produire la même déformation.

Les résultats sont résumés dans le tableau I.

Eprouvette n°	1	3	5	7	9	11	13
σ_0 kg/mm ²	2,50	2,60	3,15	3,54	3,80	4,48	4,95
ε_1 (%)	0,45	1,15	1,75	2,4	3,45	3,8	5,95
W kg mm/mm ³	0,01 (1)	0,03	0,05 (5)	0,08 (5)	0,13	0,17	0,29
W (traction)	0,01 (2)	0,02 (8)	0,05 (1)	0,07 (5)	0,12 (5)	0,15 (5)	0,27 (5)

N°	15	17	19	21	23	25
σ_0	5,35	7,72	5,97	6,08	6,53	6,75
ε_1	11,3	13,0	13,6	16,3	19,9	28,8
W	0,60 (5)	0,74 (5)	0,82 (5)	0,99	1,30	1,95
W_t	0,62	0,74 (5)	0,80	0,98 (5)	1,25	1,90

TABLEAU I

Importance des erreurs commises.

ε (%) est mesuré à 0,05 près, ce qui correspond à une erreur relative importante pour les faibles déformations (jusqu'à $\varepsilon \simeq 5\%$).

L'erreur relative sur la valeur de la contrainte est de 1,5%. Pour $\varepsilon > 15\%$, l'allongement de l'éprouvette diminue d'autant la longueur du caoutchouc qui applique l'effort et F_0 décroît légèrement (de 5% environ) la valeur de σ portée dans le tableau I est alors la moyenne des deux valeurs extrêmes.

Enfin, nous avons, dans tous les cas, négligé la déformation élastique de l'éprouvette qui est effectivement beaucoup plus faible que la déformation plastique. Pour indiquer l'importance de ce terme correctif (qu'il faudrait retrancher à W) considérons l'éprouvette n°-19, la déformation élastique (calculée en prenant $E \simeq 7\,000\text{ kg/mm}^2$) est $\varepsilon_E \simeq 0,1\%$ et $W_E = \sigma_0 \varepsilon_E \simeq 0,01\text{ kg mm/mm}^3$.

Compte tenu de ces erreurs, nous aurons (avec les mêmes unités) pour les éprouvettes:

N° 5	$W = 0,055 \pm 0,015$	$W_t = 0,051 \pm 0,015$
N° 13	$W = 0,29 \pm 0,025$	$W_t = 0,275 \pm 0,025$
N° 25	$W = (1,94 - 0,01) \pm 0,05$	$W_t = 1,90 \pm 0,05$

Dans ces conditions on peut admettre qu'aux erreurs d'expérience près, il faut fournir par traction brusque la même énergie qu'en traction continue pour produire la même déformation.

Le graphique 32 traduit ces résultats. On peut cependant noter que les points expérimentaux semblent se placer systématiquement en dessous de la courbe obtenue d'après l'essai de traction. (W légèrement supérieur à W_t pour une même valeur de ϵ). Or dans ces mesures nous savons que l'air comprimé s'échappe en un temps extrêmement court et nous avons négligé son action. Cependant l'air agit sur la soupape pour diminuer l'effort appliqué à M et son action doit diminuer légèrement la valeur W de l'énergie effectivement fournie à l'éprouvette, surtout lorsque, la force F devenant plus importante, il faut augmenter la pression de l'air.

Si malgré ces corrections W reste supérieur à W_t , il faudrait admettre que la courbe-contrainte-déformation dynamique se place légèrement au-dessus de la courbe obtenue en traction ordinaire. Les résultats montrent que cet écart relatif, s'il existe, est inférieur à 1 %.

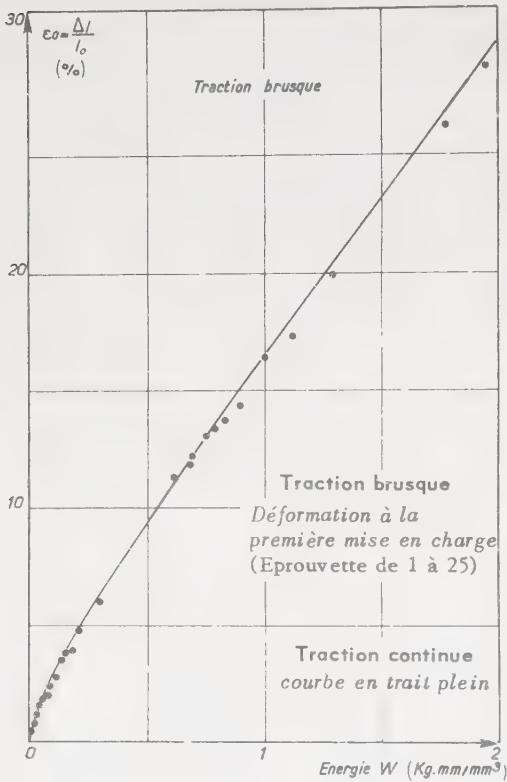


Fig. 32

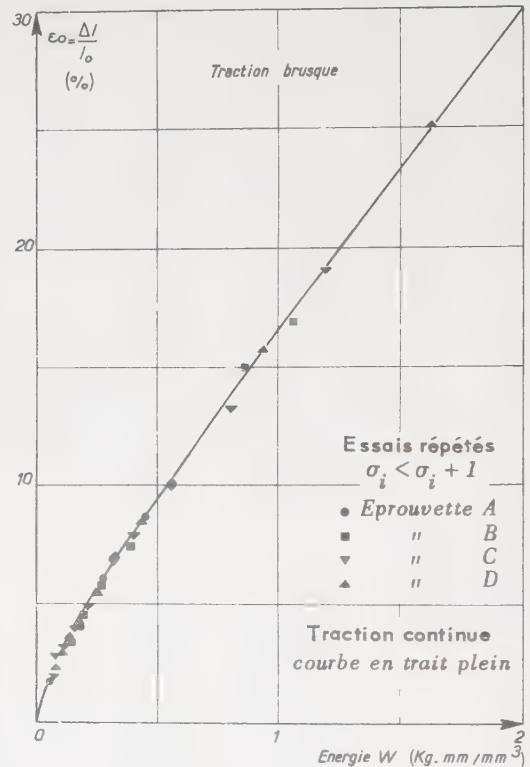


Fig. 33

Essais répétés sous efforts croissants.

Dans ces essais chaque éprouvette est soumise à plusieurs essais de traction brusque, l'effort appliqué augmentant à chaque fois

$$F_{i-1} < F_i, \text{ (soit } \sigma_{i-1} < \sigma_i \text{)}.$$

Après chaque essai, l'allongement total ϵ_i est mesuré. On en déduit l'allongement produit par le $i^{\text{ème}}$ essai $\Delta \epsilon_i = \epsilon_i - \epsilon_{i-1}$, puis l'énergie fournie (par unité de volume initial) pour produire cet accroissement de déformation

$$\Delta W_i = \sigma_i \cdot \Delta \epsilon_i$$

et enfin l'énergie W_i fournie par les i premiers essais pour produire la déformation ϵ_i .

Le tableau II montre les résultats obtenus pour une éprouvette. Les erreurs expérimentales sont les mêmes que précédemment, cependant les allongements à chaque choc restant faibles, on peut considérer la contrainte σ comme constante pendant l'essai.

essai n°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
i	3,75	4,30	4,90	5,25	5,60	5,95	6,25	6,55	6,90	7,15
ϵ_i	2,4	2,9	3,6	4,3	5,6 ₅	6,6	8,6	10,5	15,8	25,1
W_i	0,08 ₅	0,11	0,13	0,18	0,25 ₅	0,32	0,43 ₅	0,55 ₅	0,94	1,61
W_t	0,07 ₅	0,10	0,13	0,17 ₅	0,25	0,32 ₅	0,43 ₅	0,54 ₅	0,94	1,64

TABLEAU II

Le graphique 33 traduit les résultats obtenus pour diverses éprouvettes. Les points expérimentaux se placent maintenant très près de la courbe déduite de l'essai de traction.

En conclusion nous pouvons admettre que pour produire une déformation donnée, il faut fournir au métal (aluminium recuit) la même énergie que ce soit par traction brusque ou traction continue. Les courbes contrainte-déformation sont donc les mêmes dans les deux cas. S'il existe une légère différence (résultats obtenus à la première mise en charge) elle ne semble exister qu'au début de la déformation où la courbe "dynamique" se placerait légèrement au-dessus de la courbe "statique" (l'écart relatif ne semblant pas atteindre 1%).

On peut donc effectivement admettre que l'effort de traction se trouve immédiatement appliqué à toute l'éprouvette sans qu'il soit nécessaire de considérer la propagation des ondes de déformation. L'existence de ces ondes peut cependant expliquer la légère différence observée au début de la déformation (sans qu'il soit possible d'affirmer qu'elle existe vraiment) et aussi le fait que l'éprouvette se déforme légèrement plus à sa partie inférieure où l'effort se trouve tout d'abord appliqué.



Chapitre II

DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS DE L'ALUMINIUM RECUIT.

INTRODUCTION.

Le but initial de ces essais était de rechercher s'il était possible de déterminer l'importance des chocs pour que la rupture de l'éprouvette se produise après un nombre réduit de chocs identiques (une dizaine environ). Il s'agissait donc d'une sorte de "fatigue" à court terme. Cependant la rupture obtenue étant différente des ruptures produites en fatigue, nous utiliserons la dénomination "endurance à court terme".

Nous avons vu que dans un essai de traction ordinaire si, en phase plastique, on supprime l'effort F_1 appliqué, pour recharger ensuite l'éprouvette, la déformation reste élastique tant que le nouvel effort est inférieur à F_1 .

Si dans les essais de chocs répétés nous utilisons à chaque fois la même masse m et la même vitesse V , et si à chaque choc les efforts supportés par l'éprouvette restent les mêmes, la déformation plastique ne se produira qu'au premier choc. Pour les chocs suivants la déformation sera élastique et la rupture ne se produira, (si elle se produit) qu'après un nombre considérable d'essais répétés comme en fatigue. Sauf si le premier choc a été suffisamment sévère pour que la rupture se produise au second choc.

Or l'expérience montre qu'une déformation plastique se produit à chaque choc, même si, après plusieurs essais, on diminue pour les chocs suivants la masse m .

La variation des contraintes pendant l'essai peut se calculer lorsque le métal reste élastique bien que les résultats soient très complexes. En phase plastique le problème serait évidemment plus compliqué et nos connaissances actuelles ne permettent pas de le résoudre. De plus, puisque la déformation se continue, les contraintes varient d'un choc au suivant : l'effort imposé s'adapte à la résistance du métal.

Il nous a semblé plus facile, dans ces conditions, de comparer la déformation à l'énergie fournie. Cette énergie est à chaque choc l'énergie cinétique de la masse m ($\frac{1}{2} mV^2$), m comprenant la masse supplémentaire fixé à l'éprouvette, la masse de la tête libre de l'éprouvette (environ 0,9 gramme) et une masse équivalente à celle de l'éprouvette en mouvement (c'est-à-dire le tiers soit environ 0,15 gramme).

VITESSE D'ESSAI CONSTANTE. MASSE VARIABLE.

1° - RÉPARTITION DES ALLONGEMENTS.

Pour définir la déformation du métal il faut tout d'abord étudier comment se répartissent les allongements relatifs mesurés en différents points de l'éprouvette. L'effort étant tout d'abord

appliqué à l'extrémité supérieure, on pouvait penser que la déformation se localiserait de préférence à cet endroit. En fait il se trouve que le métal se déforme uniformément. C'est ce que montre la figure 34 où nous avons porté les allongements mesurés, après chaque choc, en quatre points différents. Même pour un allongement relatif atteignant 50%, la striction est à peine marquée. C'est ce que nous avons observé pour la plupart des éprouvettes, les allongements à l'avant dernier choc pouvant atteindre et parfois dépasser 70%.

Rappelons que dans l'essai de traction continue la striction apparaît pour ϵ voisin de 30% et la rupture produit un allongement relatif d'environ 50%.

Nous avons quelquefois rencontré des éprouvettes présentant une double striction. Dans ce cas les deux extrémités s'allongent relativement plus que la partie médiane (fig.35), et cela pour une déformation moyenne encore faible (de 10 à 15%).

Ce qu'il faut enfin noter, c'est que, même après le début de la striction (simple ou double), la déformation se continue sur toute la longueur de l'éprouvette. En traction continue, au contraire, la déformation se localise dans la zone de striction. Dans cette région, la contrainte appliquée continue à augmenter, mais la section diminuant rapidement, l'effort total diminue, donc aussi la contrainte appliquée aux autres régions de l'éprouvette qui cessent alors de s'allonger.

2°-LA DÉFORMATION EST PROPORTIONNELLE AU NOMBRE DE CHOCS.

Lorsque, la vitesse V et la masse m restant constantes, on mesure après chaque choc l'allongement produit, on constate que cet allongement est proportionnel au nombre N de chocs. C'est ce que montrent les figures 37, 39 et 41 représentant les variations de ϵ en fonction de N . Nous voyons aussi que cette proportionnalité reste valable pour des déformations pouvant atteindre 60%. Au delà, la déformation devient un peu plus rapide, mais la striction est alors si marquée qu'il n'est plus possible de définir une déformation moyenne. Remarquons enfin que la déformation produite par le premier choc est toujours légèrement plus grande que celle produite par les chocs suivants, et les droites ont une ordonnée à l'origine positive.

Ces essais ont été repris en donnant à la masse m différentes valeurs. Les graphiques 37, 39 et 41 montrent qu'à vitesse d'essai constante, les pentes des droites $\epsilon(N)$ obtenues, sont proportionnelles aux masses correspondantes.

La déformation est donc proportionnelle au produit Nm , et il paraît normal d'exprimer la déformation produite ϵ en fonction de l'énergie fournie W . Il est évident qu'il doit exister une relation simple entre ces deux quantités, relation qui traduira les résultats d'un phénomène à priori très complexe : la déformation par chocs répétés.

Tout d'abord, nous allons considérer une conséquence immédiate des résultats précédents : il existe, pour les essais de déformation par chocs répétés, un principe simple de "superposition".

3°-PRINCIPE DE SUPERPOSITION.

Lorsque, pour une éprouvette ayant reçu un certain nombre de chocs, on augmente la masse m qu'elle supporte, les chocs suivants vont produire une déformation plus importante et les points $\epsilon(N)$ obtenus vont se grouper sur une nouvelle droite de pente supérieure à celle de la première. C'est ce que montre la courbe (B) de la figure 36.

Si au contraire on diminue la masse m , la déformation se produit encore, mais moins rapidement (courbe A).

Par conséquent, et si la déformation ϵ ne dépend que de l'énergie fournie, à une vitesse constante, la déformation produite par N_1 chocs utilisant une masse m_1 , suivis de N_2 chocs, masse m_2 , doit être la même que celle produite par N_2 chocs, masse m_2 , suivis de N_1 chocs, masse m_1 . C'est ce que nous avons vérifié plusieurs fois.

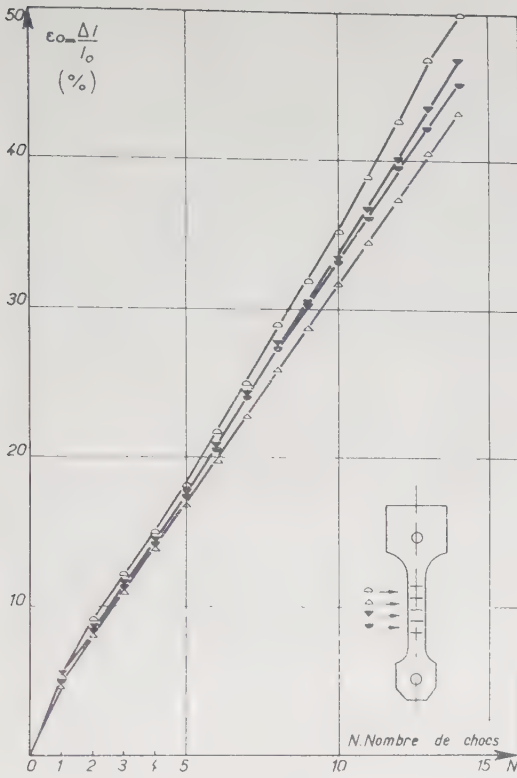


Fig. 34

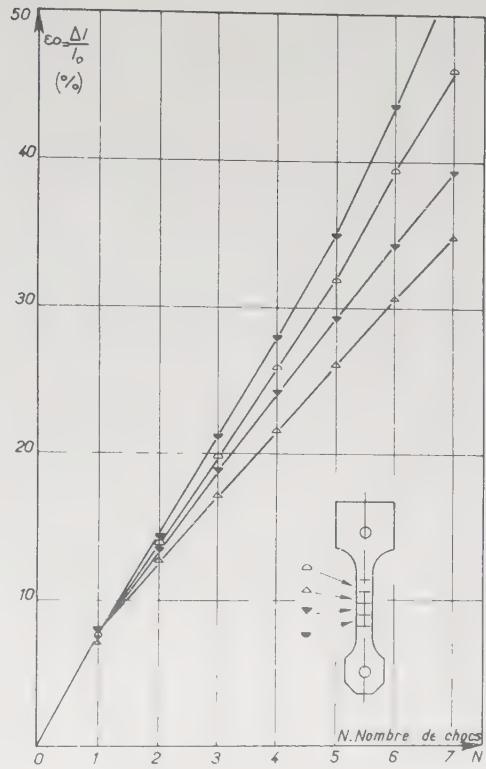


Fig. 35

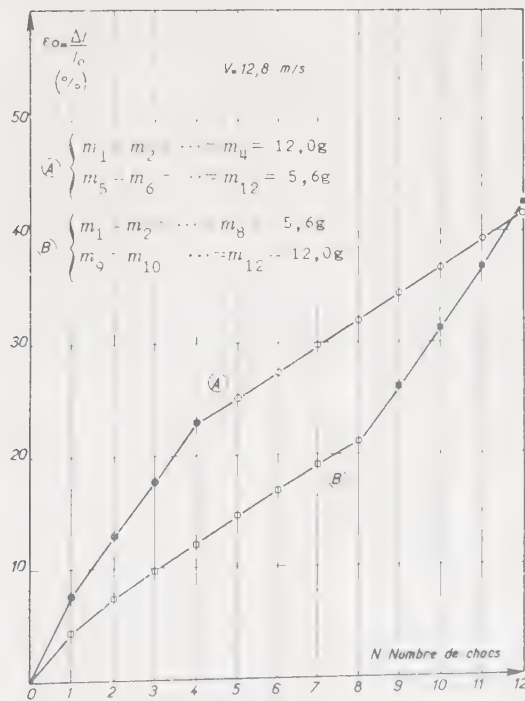


Fig. 36

Un exemple est indiqué par la figure 36. Pour les deux éprouvettes *A* et *B* utilisées, la vitesse au moment du choc était $V=12,8\text{ m/s}$.

Pour les quatre premiers chocs, l'éprouvette *A* portait une masse $m_1=14,0\text{ g}$. Pour les huit suivants, la masse était $m_2=5,6\text{ g}$. La déformation après le douzième choc était de 42,5%.

Pour *B*, les huit premiers chocs ont été réalisés avec une masse $m_2=5,6\text{ g}$, pour les quatre derniers la masse était $m_1=14,0\text{ g}$. Après le douzième choc, la déformation était de 40,5%.

Les erreurs de mesure ne peuvent expliquer complètement l'écart entre les deux valeurs obtenues. Cependant, il suffit qu'au cours d'un des douze essais, l'appareil soit légèrement freiné pour que, la vitesse au moment du choc étant un peu plus faible, l'énergie fournie se trouve diminuée donc aussi la déformation produite. Et l'on peut admettre que le principe énoncé est vérifié de façon très satisfaisante.

DÉFORMATION ET ÉNERGIE FOURNIE.

Lorsque, pour une même vitesse d'essai, on représente la déformation obtenue en fonction du produit Nm , (pour chaque éprouvette, m reste constant) les points obtenus se groupent autour d'une droite dont l'ordonnée à l'origine est légèrement positive. (fig. 38, 40 et 42). La dispersion reste faible et s'explique facilement par la nature même de l'essai.

La déformation dépend donc de l'énergie fournie. Pour préciser ce résultat, il est nécessaire de comparer cette énergie à celle fournie en traction continue (pour produire la même déformation) et de chercher qu'elle peut être l'influence de la vitesse de choc.

1° - INFLUENCE DE LA VITESSE DE CHOC.

Nous avons fait nos essais pour 3 valeurs différentes de la vitesse au moment du choc

$$V = 5,35\text{ m/s} - 12,8\text{ m/s} \text{ et } 17,0\text{ m/s}$$

Pour chacune de ces vitesses nous avons donné à la masse m , 5 ou 6 valeurs différentes :

$$V = 5,35\text{ m/s} :$$

$$m = 20,8 - 35,9 - 50,9 - 73,5 \text{ et } 100,7\text{ g}$$

$$V = 12,8\text{ m/s} :$$

$$m = 3,9 - 5,6 - 7,8 - 12,0 \text{ et } 16,0\text{ g}$$

$$V = 17,0\text{ m/s} :$$

$$m = 1,5 - 2,5 - 4,0 - 5,5 - 7,5 \text{ et } 10,0\text{ g}$$

L'essai était arrêté lorsque l'éprouvette avait supporté plus de 20 chocs sans se rompre.

Les résultats obtenus sont résumés par les graphiques 37 à 42.

Le calcul montre que l'énergie totale fournie dans ces conditions pour produire une même déformation moyenne augmente légèrement quand la vitesse V augmente, (de 5 à 8% lorsque la vitesse passe de 5,35 m/s à 17,0 m/s).

Mais avant d'affirmer que la résistance du métal varie dans les mêmes proportions, il faut préciser l'importance des erreurs expérimentales.

La vitesse V est connue à 1 ou 2% près, ce qui entraîne, pour l'énergie, une erreur relative deux fois plus importante soit environ 3%.

D'autre part, il se peut que des frottements viennent parfois diminuer légèrement la vitesse V , ce qui produira toujours une diminution de l'énergie effectivement fournie au métal.

Enfin, si l'éprouvette n'est pas suffisamment serrée sur le cadre (ou la masse m au bas de l'éprouvette) les têtes de l'éprouvette vont glisser ou se déformer légèrement, absorbant ainsi un peu de l'énergie fournie, et cela d'autant plus que la vitesse au moment du choc est plus importante.

2° - ÉNERGIE FOURNIE PAR UNITÉ DE VOLUME.

Considérons maintenant l'énergie fournie par unité de volume du métal déformé. La section est connue avec une erreur relative inférieure à 1 %, mais il est bien moins facile de connaître avec précision la longueur de l'éprouvette intéressée par la déformation.

L'éprouvette ayant les dimensions indiquées, sa largeur reste constante et égale à 5 mm sur une longueur totale de 20 mm. Ensuite elle augmente mais très légèrement au début, c'est ce que montre le tableau suivant indiquant la largeur en un point situé à une distance d du centre de l'éprouvette.

distance d (mm)	10	10,5	11	11,5	12	12,5	13	13,5	14
largeur (mm)	5,0	5,1	5,2	5,3	5,4	5,7	6,0	6,3	6,7

En traction lorsque la contrainte atteint 7 kg/mm^2 , dans la partie centrale de l'éprouvette, elle est de $5,8 \text{ kg/mm}^2$ en un point situé à 13 mm du centre et la déformation en ce point est loin d'être négligeable (d'autant que la contrainte doit être plus importante près de l'axe que sur les bords).

Par choc, nous avons tout d'abord vérifié que, toutes choses égales par ailleurs, la déformation était inversement proportionnelle à l'épaisseur donc au volume intéressé.

Pour définir la longueur "utile" de l'éprouvette (ou longueur équivalente l'), et compte tenu des résultats expérimentaux précédents, nous avons mesuré l'allongement total Δl de l'éprouvette lorsque l'allongement moyen mesuré dans la partie centrale était ϵ (environ 40 %) et pose

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l'} \quad \text{ou} \quad l' = \frac{\Delta l}{\epsilon}.$$

Les allongements Δl sont difficiles à mesurer, surtout si l'on ne veut pas faire intervenir la déformation des têtes et l'erreur sur l' atteint 0,5 mm.

Cependant nous avons pu constater que l' augmentait d'une façon très nette avec la vitesse d'essai V comme le montrent les trois tableaux suivants :

$m(\text{g})$	20,8	35,9	50,9	73,5	100,7
$l(\text{mm})$	24,7	24,8	24,6	25,0	24,5

$$V = 5,35 \text{ m/s}$$

m	3,9	5,6	7,8	14,0	16,0
l'	27,1	27,0	26,5	25,9	26,0

$$V = 12,8 \text{ m/s}$$

m	1,5	2,5	4,0	5,5	7,5	10,0
l'	27,5	27,4	27,1	27,3	27,0	26,7

$$V = 17,0 \text{ m/s}$$

Ainsi lorsque la vitesse d'essai croît, l'énergie nécessaire pour produire une certaine déformation augmente, mais le volume intéressé par cette déformation augmente dans la même proportion, et on ne peut pas dire qu'il y ait une influence notable de la vitesse sur la résistance du métal (entre 5 et 17 m/s).

COMPARAISON AVEC L'ESSAI DE TRACTION.

Les graphiques 38, 40 et 42 montrent les variations de la déformation ϵ en fonction de l'énergie fournie (par unité de volume) et pour les 3 vitesses d'essai considérées.

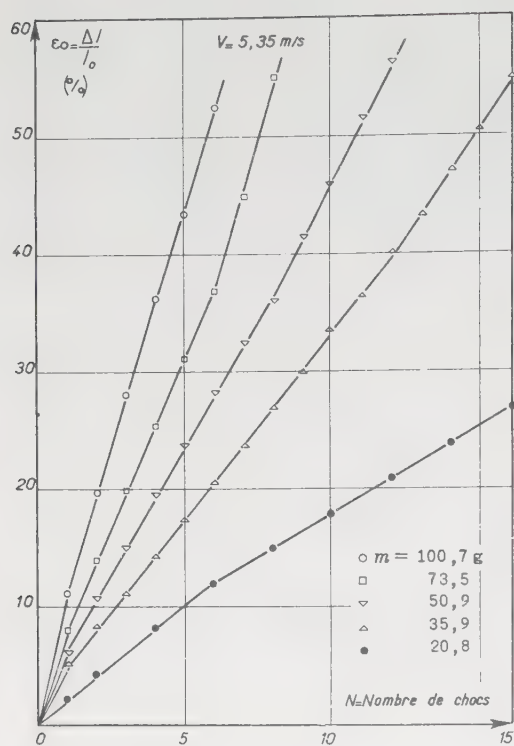


Fig. 37

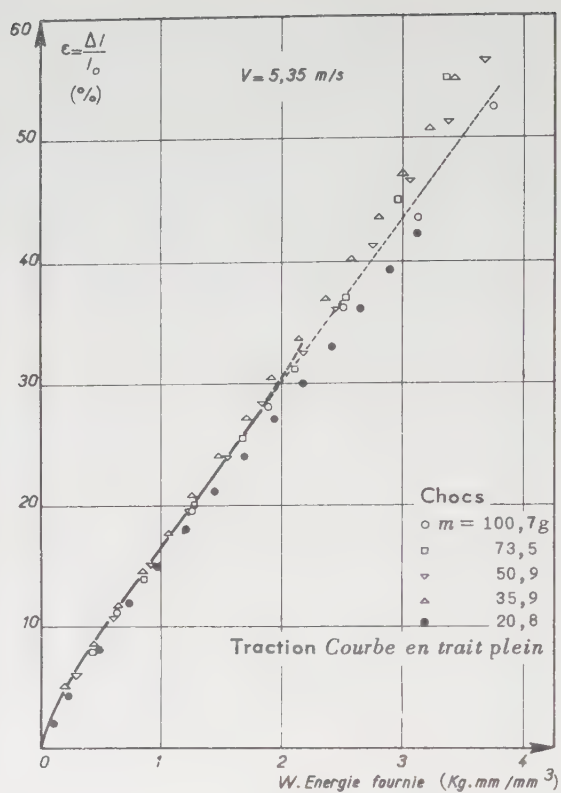


Fig. 38

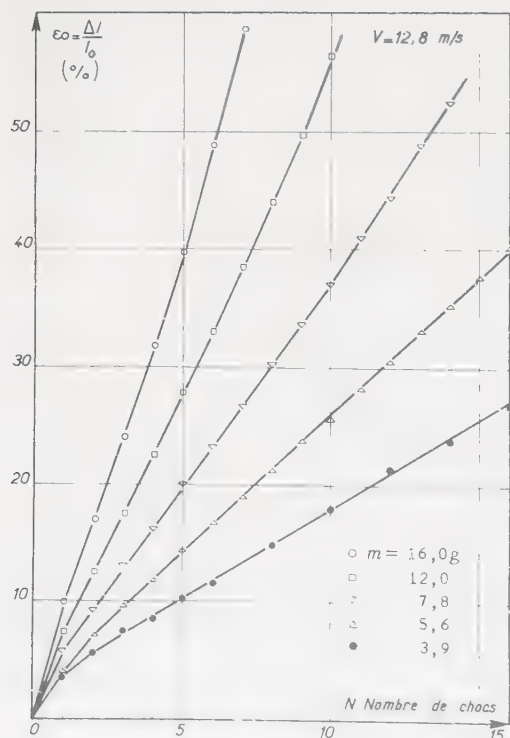


Fig. 39

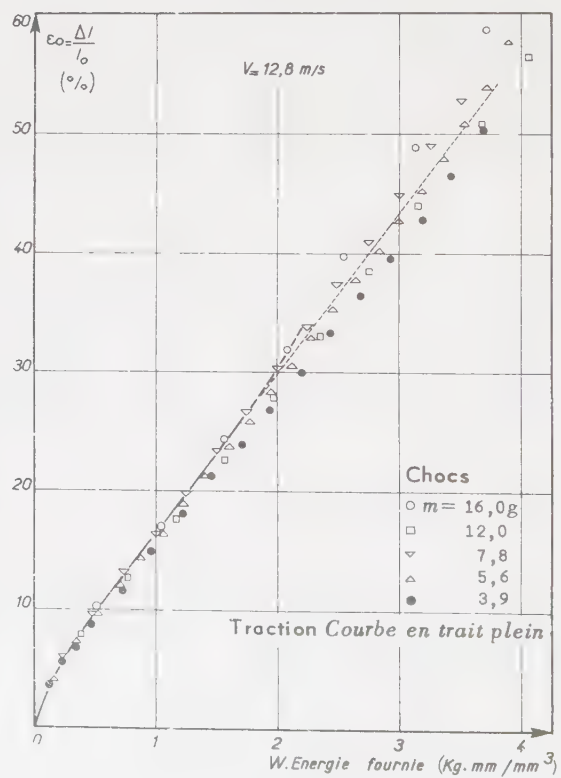


Fig. 40

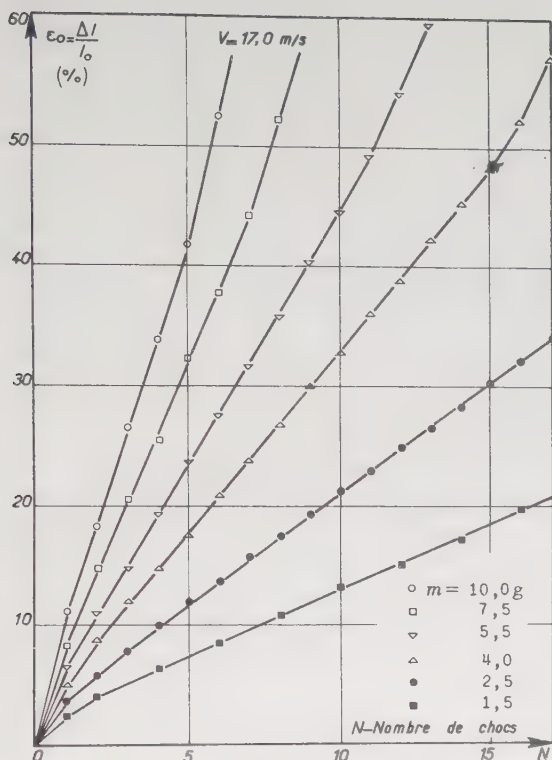


Fig. 41

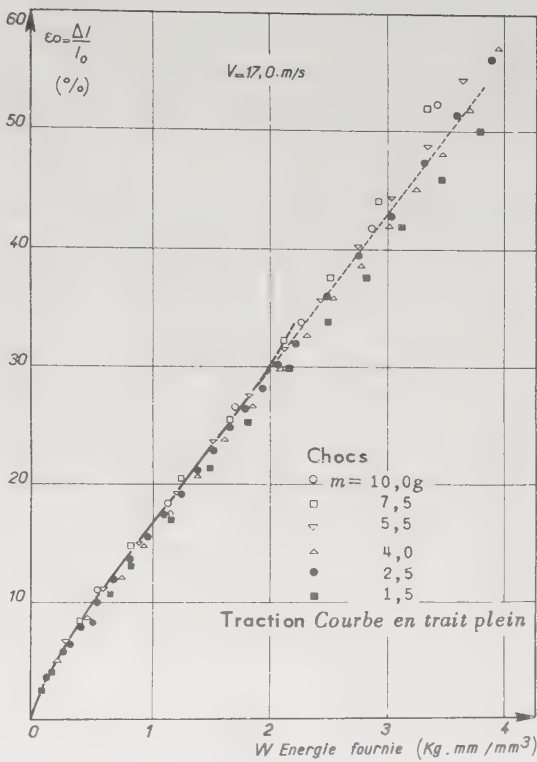


Fig. 42

Sur les mêmes graphiques nous avons tracé la courbe $\varepsilon(W)$ déduite de l'essai de traction.

Pour ε supérieur à 30 %, se produit la striction et la courbe $\varepsilon(W)$ croît plus rapidement jusqu'à la rupture. Nous avons prolongé cette courbe par la tangente en son point d'inflexion et les points expérimentaux, obtenus par choc, se groupent encore autour de cette droite. Ceci montre que la striction se produit par choc pour des valeurs de ε supérieure à 30 %, ou que la striction n'a pas un effet aussi catastrophique qu'en traction. Nous avons d'ailleurs déjà indiqué que la déformation intéressait toute la longueur de l'éprouvette même après l'apparition de la striction.

Au début, la courbe $\varepsilon(W)$ croît plus rapidement (la résistance du métal est plus faible), ce qui explique pourquoi la déformation produite par le premier choc est toujours plus forte qu'aux chocs suivants.

Enfin, il faut bien remarquer que nous avons négligé l'énergie de déformation élastique qui se trouve perdue à chaque choc. Elle est d'ailleurs très faible et pour les vitesses utilisées elle correspondrait à l'énergie cinétique d'une masse bien inférieure à un gramme. Cependant lorsque m est petit, l'influence de cette correction peut devenir sensible car il faut un nombre de chocs très grands pour produire une déformation notable. Dans ces conditions, les points expérimentaux se placent légèrement en dessous de la courbe $\varepsilon(W)$.

CONTRAINTE MOYENNE - ONDE DE DÉFORMATION.

Si l'on admet que la vitesse de propagation des ondes de déformation à l'intérieur du métal est très grande, la contrainte est appliquée instantanément à toute l'éprouvette et on peut calculer sa valeur en étudiant le mouvement de la masse m . Appelons x son déplacement. L'instant où la tête de l'éprouvette se trouve bloquée étant pris comme instant initial, $x_0 = 0$ et $x'_0 = V$.

On trouve dans ces conditions $x = x_M \sin \omega t$.

L'allongement maximum est $x_M = \frac{V}{\omega}$ avec $\omega = \frac{2\pi}{T}$, $T = 2\pi\sqrt{m/K}$: période du système oscillant ; $K = ES/l$: rigidité de l'éprouvette.

L'allongement relatif est $\varepsilon = \frac{x}{l}$ et la contrainte moyenne

$$\sigma = \sigma_M \cdot \sin \omega t$$

σ_M est la contrainte maximum qui peut s'écrire

$$\sigma_M = \frac{K \cdot x_M}{S} = E \cdot \frac{V}{c} \cdot \sqrt{\frac{m}{m_0}}$$

avec

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \text{ vitesse du son dans le métal,}$$

$$m_0 = \rho \cdot S \cdot l \text{ masse de l'éprouvette.}$$

Pour les éprouvettes utilisées, en prenant

$$E = 7000 \text{ kg/mm}^2 = 7.10^{11} \text{ c.g.s.}$$

$$S = 0,1 \text{ cm}^2$$

$$l = 2 \text{ cm}$$

$$\rho = 2,7$$

on trouve

$$c = 5.10^5 \text{ cm/s} = 5000 \text{ m/s}$$

$$K = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ c.g.s.}$$

$$m_0 = 0,55 \text{ g}$$

$$T = 63 \cdot 10^{-6}, \text{ pour } m = 3,5 \text{ g}$$

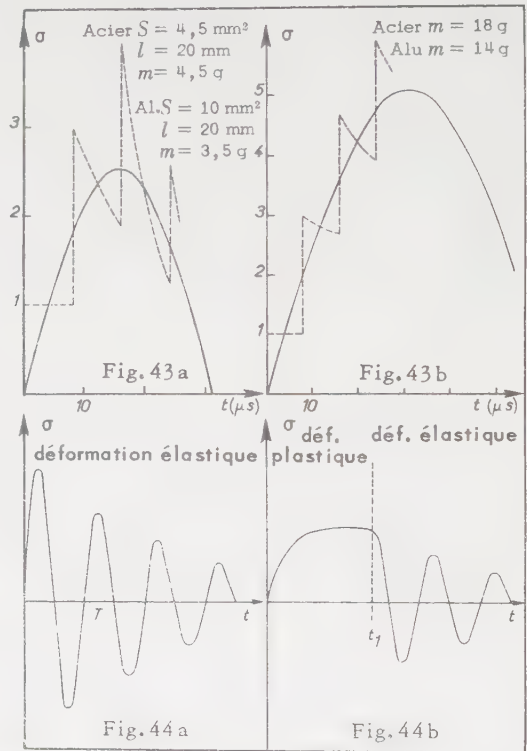
La variation de σ en fonction du temps pendant la première demi période est indiquée en trait plein sur la figure 43 (pour 43a, $m = 3,5 \text{ g}$ et $T = 63 \mu \text{ s}$; pour 43b, $m = 14 \text{ g}$ et $T = 126 \mu \text{ s}$). Ces valeurs de m correspondent à celles utilisées pour $V = 12,8 \text{ m/s}$. Les valeurs de σ sont données en prenant $E \cdot V/c$ pour unité, soit $7,5 \text{ kg/mm}^2$ à $5,35 \text{ m/s}$, 18 kg/mm^2 à $12,8 \text{ m/s}$ et 24 kg/mm^2 à $17,0 \text{ m/s}$.

Ensuite les oscillations seront plus ou moins rapidement amorties (frottement interne) (fig. 44a).

En fait, la limite élastique est rapidement atteinte et la déformation plastique se produit limitant l'amplitude de la contrainte appliquée et augmentant la durée de la première mise en charge (fig. 44b). Le maximum de déformation plastique est atteint au moment où la vitesse x' s'annule, toute son énergie cinétique ayant été utilisée pour déformer le métal (plus la faible énergie potentielle de déformation élastique). Ensuite les oscillations se font dans le domaine élastique (avec la période T) même en compression (si l'on néglige l'effet Bauschinger).

Connaissant la courbe $\varepsilon(W)$ obtenue par un essai de traction, on doit pouvoir en déduire l'allongement que produira par choc une masse m ayant une vitesse V (énergie $\frac{1}{2} m V^2$). C'est effectivement ce que nous avons vérifié.

Revenant au domaine élastique, lorsque la période T n'est pas très grande par rapport au temps $\tau = 2l/c$ mis par l'onde pour se déplacer le long de l'éprouvette et revenir, il faut tenir compte de ces ondes de déformation qui parcourent l'éprouvette. Sur la figure 43, nous avons porté en pointillé la contrainte que l'on obtiendrait dans ces conditions à l'extrémité fixe.



(Le calcul théorique est donné dans la référence 22). On voit que la contrainte peut dépasser la valeur calculée précédemment et cela d'autant plus que le rapport T/τ est petit (ici $\tau = 8 \mu s$).

En *phase plastique*, l'onde de déformation va aussi se propager avec une vitesse qui doit être suffisamment grande pour que la déformation se répartisse régulièrement sur toute la longueur de l'éprouvette.

Dans cette onde, les contraintes peuvent atteindre localement des valeurs beaucoup plus grandes que la valeur moyenne et en particulier se concentrer contre tous les obstacles s'opposant à la déformation plastique. Dans ces conditions, elles pourront toujours vaincre la résistance du métal (qui n'atteint pas 8 kg/mm^2). Cela explique pourquoi la déformation peut continuer en dehors de la zone de striction et se produire sur une longueur d'autant plus importante que la vitesse d'essai est plus grande.



Chapitre III

ÉTUDE DE L'ALUMINIUM ÉCROUÍ.

INFLUENCE DE L'ÉCROUÏSSAGE.

Pour étudier comment un écouissage préalable peut modifier les résultats précédents nous avons déformé par chocs répétés des éprouvettes identiques mais déjà plus ou moins écouies par laminage à froid.

1°- PRÉPARATION DES ÉPROUVETTES.

Des plaques, découpées dans une tôle d'aluminium de 4 mm d'épaisseur, sont laminées jusqu'à une épaisseur variable e_0 ($e_0 = 1,5 - 2,1 - 2,8 - 3,9$ mm).

Elles sont alors recuites à 500° pendant 4 heures puis laminées jusqu'à une épaisseur finale $e = 1,5$ mm.

L'écrouissage réalisé, défini par le rapport

$$E_c = \frac{e_0 - e}{e_0}$$

varie d'une tôle à l'autre $E_c = 0 - 28,5 - 46,5 - 61,5\%$.

Les éprouvettes sont alors découpées dans ces tôles, leurs dimensions sont identiques à celles des éprouvettes utilisées dans les essais précédents (sauf l'épaisseur qui passe de 2 à 1,5 mm).

2°-ESSAIS PAR CHOCS RÉPÉTÉS.

Dans ces essais la vitesse reste fixée à 17,0 m/s et la masse m est constante ($m = 6,3$ g) pour toutes les éprouvettes.

Les résultats obtenus sont indiqués sur la figure 45. Nous pouvons constater que :

a) l'allongement maximum décroît lorsque l'écrouissage initial augmente, (comme pour les essais de traction).

b) la déformation est encore une fonction linéaire de l'énergie fournie (proportionnelle ici au nombre N de chocs).

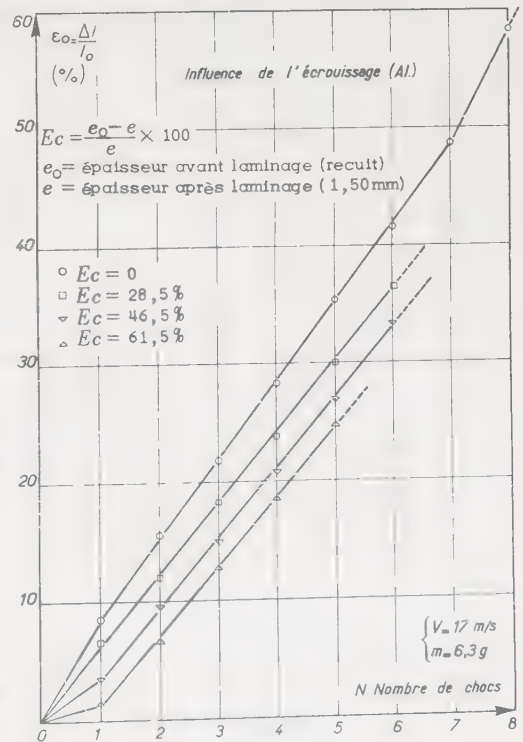


Fig. 45

c) les droites obtenues, pour divers écrouissages, sont parallèles.

d) les ordonnées à l'origine de ces droites diminuent quand l'écrouissage augmente. Positives pour le métal recuit, elle s'annule pour $E_c \simeq 30\%$, et est négative pour $E_c > 30\%$. Dans ce dernier cas, la déformation produite par le premier choc est plus faible que celle produite par les chocs suivants. La résistance du métal est donc initialement plus forte, elle diminue aux premiers chocs et reste ensuite constante.

3° - VARIATION DE LA DURETÉ DU MÉTAL.

Pour préciser cette dernière propriété, nous avons mesuré, après chaque choc, la dureté moyenne de l'éprouvette (dureté Vickers sous 100 g). Les résultats obtenus sont groupés dans le tableau III.

$E_c \%$ \ N	0	1	2	3	4
0	21,5	23,5 à 25	26,5 à 28	27,5 à 29	29,5 à 31
28,5	32	29,5 à 31,5	30 à 32	30 à 32	30 à 32,5
46,5	34,5	30,5 à 32	30,5 à 32	29,5 à 31,5	30 à 32
61,5	37	33,5 à 37	33,5 à 35	32,5 à 34	32,5 à 34

TABLEAU III

Au delà du 4^{ème} choc les résultats étaient trop dispersés pour pouvoir être notés. Mais pour les premiers chocs nous constatons une évolution de la dureté, liée à la résistance du métal, qui confirme ce qu'on pouvait déduire de la forme des courbes $\varepsilon(N)$.

Pour l'éprouvette recuite la dureté croît rapidement et tend vers une limite $\Delta = 30$ à 32 (dureté Vickers). La déformation est plus importante au premier choc, elle croît ensuite régulièrement,

Pour un écrouissage de 28,5%, la dureté reste à peu près constante ($\Delta = 30$ à 32) et la déformation est la même pour tous les chocs (la droite $\varepsilon(N)$ passe par l'origine).

Pour un écrouissage supérieur, la dureté donc la résistance du métal, est plus forte et la déformation produite par le premier choc est plus faible. Ensuite la dureté semble tendre vers la limite précédente et la déformation est comparable à celle produite sur les éprouvettes moins écrouies (Les droites $\varepsilon(N)$ sont parallèles aux précédentes, mais les ordonnées à l'origine sont négatives).

La déformation par choc peut donc produire un adoucissement du métal et par conséquent permettre un allongement avant rupture plus important qu'en traction.

ALUMINIUM TRÈS ÉCROUI.

Pour augmenter l'écrouissage initial nous avons pris des tôles d'aluminium déjà légèrement écrouies, de 4 mm d'épaisseur, que nous avons laminées à froid jusqu'à une épaisseur de 1,5 mm. Dans ces tôles ainsi très fortement écrouies nous avons découpé des éprouvettes identiques aux précédentes et nous les avons déformées par chocs répétés, à la même vitesse $V = 17,0$ m/s, en prenant pour m : 2,0-7,0 et 9,0 grammes.

Le laminage des tôles a toujours été effectué dans le même sens; l'axe des éprouvettes est parallèle ou perpendiculaire à la direction de laminage. Indiquons dès maintenant que les résultats obtenus avec ces deux types d'éprouvettes n'ont pas montré de différences très sensibles.

En traction, la limite élastique est très voisine de la charge maximum, et l'allongement après rupture est faible (10 à 12%).

1° - LA DÉFORMATION N'EST PAS HOMOGÈNE.

La striction apparaît par choc dès que l'allongement relatif dépasse 5%. Ensuite la déformation se produit surtout dans cette zone mais continue aussi, bien que plus lentement, sur toute la longueur de l'éprouvette. Le plus souvent la striction se produit à l'extrémité supérieure de l'éprouvette.

Les allongements mesurés, après chaque choc, en trois points différents de l'éprouvette sont représentés sur les figures 46 et 47.

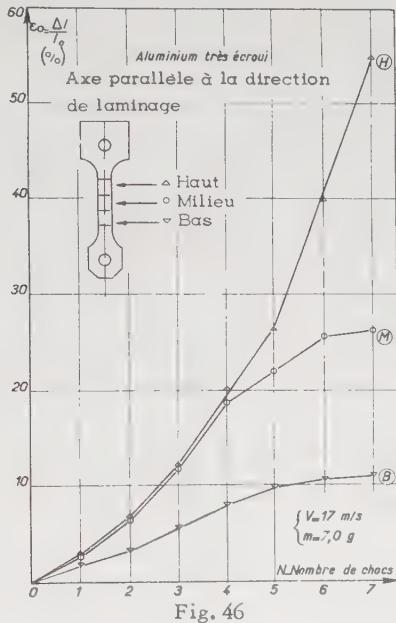


Fig. 46

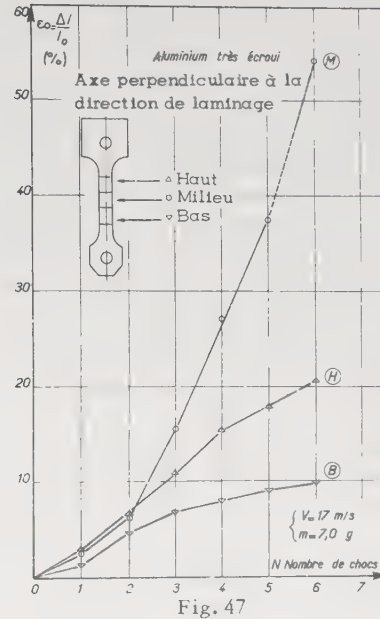


Fig. 47

2° - LES ALLONGEMENTS SONT PLUS FAIBLES AUX PREMIERS CHOCS.

Du fait de la striction, l'allongement relatif mesuré pour toute la longueur de l'éprouvette n'a pas un sens aussi précis que dans les essais sur l'aluminium recuit. Nous voyons cependant (figure 48 et 49) que l'allongement est plus faible aux premiers chocs. Il croît ensuite plus rapidement.

On pourrait penser que cela est dû simplement à la présence de la striction. En fait on peut remarquer sur les figures 46 et 47 que, même en dehors de la zone de striction, la déformation est toujours plus faible pour les premiers chocs.

Les mesures de dureté sont maintenant difficiles et les résultats varient beaucoup d'une extrémité à l'autre de l'éprouvette. Toutefois, la valeur moyenne de la dureté diminue encore au cours des premiers chocs.

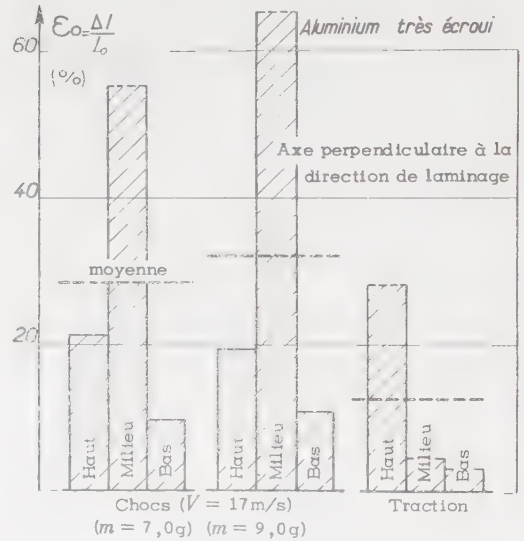
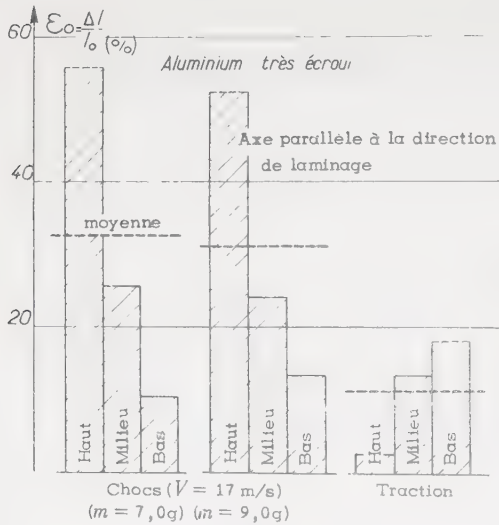
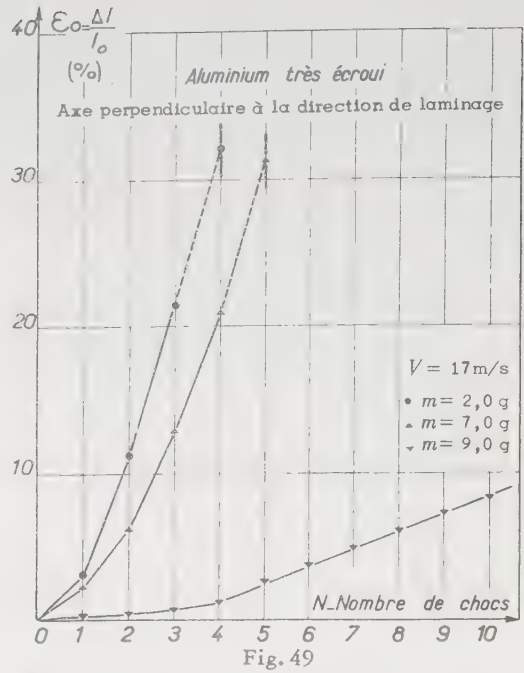
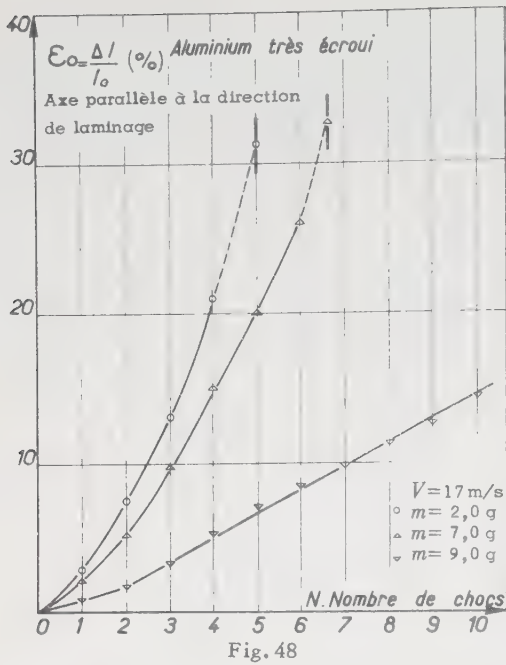
3° - LES ALLONGEMENTS SONT PLUS IMPORTANTS QU'EN TRACTION.

En traction l'allongement moyen ne dépasse pas 12%, l'éprouvette se déformant presque uniquement dans la zone de striction.

Par chocs répétés l'allongement moyen après rupture atteint et peut même dépasser 30%, c'est-à-dire près de trois fois la valeur obtenue par traction. C'est ce que montrent les figures 50 et 51. On voit qu'en dehors de la zone de striction, la déformation est loin d'être négligeable.

4° - INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS.

Nous avons déjà indiqué qu'au cours du choc, les contraintes doivent s'adapter à la résistance du métal (ce qui est possible. En effet si l'éprouvette restait élastique les contraintes



atteindraient une valeur plus de cinq fois supérieure à la résistance maximum du métal). Dans ces conditions la déformation se continue en dehors des zones de striction et de plus intéresse une longueur plus importante de l'éprouvette. On comprend alors que l'allongement total puisse être légèrement plus grand qu'en traction.

Dans le cas de l'aluminium écroui par laminage, les obstacles s'opposant à la déformation sont très stables. Pour les vaincre, il faudrait appliquer à l'éprouvette un effort tel qu'il produirait la rupture dans une zone moins résistante.

Par choc, si la déformation autour de l'obstacle reste élastique, la contrainte va atteindre une valeur importante qui pourra dans certains cas être supérieure à la résistance de l'obstacle. Certains "nœuds de dislocations" pourraient alors disparaître, diminuant la résistance (donc la dureté) du métal.

Ensuite la déformation se fera plus facilement d'où un allongement total beaucoup plus grand qu'en traction.

CONCLUSION

Les résultats obtenus par traction brusque ou par chocs répétés pour l'aluminium recuit montrent que la déformation ne dépend que de l'énergie fournie. Cette énergie peut être calculée d'après la courbe contrainte déformation obtenue en traction continue à condition de comparer dans tous les cas l'énergie fournie par unité de volume du métal pour produire une même déformation moyenne.

La courbe déformation-énergie fournie étant presque confondue avec une droite, on comprend pourquoi la déformation par chocs répétés est en première approximation proportionnelle au nombre de chocs. Le principe de superposition en est une autre conséquence.

Connaissant la courbe $\varepsilon(W)$ en traction on pourra déterminer le nombre de chocs (V, m) qui produira la rupture. En fait le nombre N ainsi calculé sera légèrement trop faible puisque l'allongement par chocs est plus important qu'en traction.

Si le métal possède une limite élastique plus marquée, les résultats précédents seront encore valables tant que la contrainte sera supérieure à la limite élastique et en tenant compte de l'énergie de déformation élastique perdue à chaque choc.

Nous l'avons vérifié par quelques essais effectués sur des monocristaux d'un alliage d'aluminium à 4% de cuivre mis en solution. La vitesse d'essai étant de 32 m/s, la courbe $\varepsilon(N)$ est semblable à celle obtenue pour l'aluminium recuit. De même le principe de superposition a pu être vérifié. Cependant, il n'a pas été possible de faire une étude plus poussée qui aurait nécessité un grand nombre d'éprouvettes monocristallines de même orientation.

Si la limite élastique est obtenue par laminage à froid, nous avons vu que les premiers chocs pouvaient détruire en partie cet écrouissage facilitant ensuite la déformation. Dans ce cas un essai de traction ne sera pas suffisant pour permettre de prévoir le comportement du métal déformé par choc.

Il reste le cas bien particulier des aciers doux que nous étudierons plus en détail.

Les résultats obtenus s'expliquent assez bien en admettant que l'effort se trouve appliqué rapidement à toute l'éprouvette. C'est-à-dire que la vitesse des ondes de déformation dans le domaine plastique est encore très grande, comparable à la vitesse du son dans le métal. Il est vrai que les éprouvettes utilisées étaient très courtes.

Dans une barre très longue, on peut considérer l'énergie transportée par l'onde se déplaçant à une vitesse encore très grande. Au passage de l'onde le métal se déforme absorbant une certaine énergie que l'on peut supposer proportionnelle au volume de métal intéressé et à l'énergie disponible. On peut alors s'attendre à voir l'amplitude de l'onde décroître d'une façon vaguement exponentielle. Il serait intéressant de chercher à le vérifier.

Si la machine d'essai fournit au métal une énergie trop importante en un temps très court, l'amplitude de l'onde atteindra en ce point une valeur suffisante pour y produire la rupture. (D'où l'existence d'une vitesse critique dans les essais de traction brusque).

L'énergie fournie au métal pour le déformer est utilisée pour créer les "dislocations" (sources de FRANK READ) puis les déplacer dans leur plan de glissement malgré les obstacles qui s'opposent à leur mouvement. Il est possible que, par choc, l'énergie cinétique fournie aux dislocations soit suffisante pour leur faire franchir plus facilement certaines barrières.

Il est probable d'ailleurs que les contraintes atteignent localement des valeurs bien supérieures à la valeur moyenne observée dans l'onde de déformation, détruisant certains obstacles et diminuant ainsi la résistance du métal.

De plus la déformation rapide, adiabatique, peut produire un échauffement local du métal (accroissement de l'énergie d'agitation thermique) qui diminue aussi sa résistance.

Enfin il est évidemment nécessaire d'étudier comment, au cours du choc, se déforme le métal; les résultats précédents restant valables tant que la déformation se fait principalement par glissements. C'est pourquoi dans la dernière partie nous considérerons les modifications de la microstructure de monocristaux déformés par chocs.

Quatrième Partie

Etude du comportement de l'acier doux.

Chapitre I

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE L'ACIER DOUX

Dans ce qui précède, nous avons admis que la déformation plastique se faisait toujours, comme en traction, par glissement. Nous verrons dans le chapitre suivant qu'il en est bien ainsi, tout au moins tant que la vitesse d'essai ne dépasse pas 33 m/s ce qui correspond à la vitesse maximum utilisée.

Nous avons admis aussi que la déformation suivait immédiatement l'application de l'effort. Il semble d'ailleurs (MOTT, 1952-23) que chaque glissement (dû aux dislocations créées par une seule source de FRANK-READ) est achevé en quelques microsecondes. De plus, les glissements "déliés" (fine-slip) qui font intervenir un nombre beaucoup plus faible de dislocations doivent pouvoir se produire encore plus rapidement. La déformation plastique peut donc intervenir en un temps extrêmement court.

Mais cela n'est plus vrai dans le cas très particulier de l'acier doux. Alors, un certain retard existe entre l'application de l'effort et le début de la déformation plastique.

De plus, on sait, que lorsque la vitesse d'essai augmente, la limite élastique de l'acier doux augmente d'une façon très nette, ce qui ne se produit pas avec les autres métaux.

Pour ces raisons, nous avons voulu l'utiliser dans nos essais de déformation par chocs répétés. Mais avant d'indiquer les résultats obtenus pour les comparer aux résultats précédents (aluminium) il semble intéressant de rappeler certaines propriétés de l'acier doux.

TRACTION DE L'ACIER DOUX.

Dans un essai de traction, la déformation reste élastique tant que la contrainte σ reste inférieure à une certaine valeur σ_a appelée limite élastique supérieure. Quand σ égale σ_a , la résistance du métal tombe brusquement et la déformation se produit sous effort constant σ_p , d'où la présence d'un palier au début de la courbe de traction. Au delà, l'écrouissage se manifeste.

Une explication en a été donnée par COTTRELL (1948-24). Dans un métal, la région entourant une dislocation se trouve comprimée d'un côté, dilatée de l'autre. Les contraintes seront supprimées (sans modifier les déformations) si, par exemple, des atomes de "rayon" supérieur à celui du solvant se placent dans les régions dilatées. L'énergie potentielle de l'ensemble se trouvera diminuée. Il existe donc une force d'attraction entre les dislocations et les atomes dissous qui vont par diffusion se déplacer vers le centre des dislocations.

Pour libérer une dislocation, il faut lui appliquer un effort supérieur à la force de liaison σ_a . La dislocation quitte alors son atmosphère et peut ensuite se déplacer sous l'action d'une force plus faible σ_p .

La valeur expérimentale trouvée pour σ_a est de trois à quatre fois plus faible que sa valeur calculée théoriquement. En fait la déformation plastique commence en quelques points de forte concentration de contrainte q , donc pour un effort appliqué σ_a/q . Elle s'étend ensuite à tout le métal (bandes de LUDER) sous l'action de l'effort σ_p (qui dans le cas de l'acier doux est inférieur à σ_a).

DÉFORMATION RAPIDE.

Nous avons vu que la limite élastique de l'acier doux augmentait avec la vitesse d'essai. Elle peut même égaler la résistance maximum qui varie beaucoup moins.

On peut la mesurer directement lorsque la durée de l'essai passe de quelques heures à quelques secondes. Pour des essais plus rapides, les mesures sont plus délicates.

De plus, il faut tenir compte du *temps de réponse* (delay-time) c'est-à-dire du temps qui s'écoule entre l'application de l'effort et le début de la déformation plastique lorsque l'effort appliqué est légèrement plus grand que la limite élastique. Par exemple, pour un acier à 0,19% de carbone (limite élastique : $\sigma_e = 22 \text{ kg/mm}^2$) CLARK et WOOD (1949-25) ont trouvé un retard de 5 millisecondes pour un effort appliqué $\sigma = 36 \text{ kg/mm}^2$ et de 6 secondes pour $\sigma = 26 \text{ kg/mm}^2$. Lorsque la température diminue, ce retard peut atteindre une heure. Au contraire si la température, ou la contrainte, augmente, ce retard doit diminuer; la figure 52 montre les résultats publiés par CLARK (1953-20). Récemment, KRAFFT-SULLIVAN et TIPPER (1954-26) ont trouvé un "retard" de 10 à 15 microsecondes dans un essai de compression de l'acier par choc.

Indiquons encore qu'en appliquant un effort supérieur à la limite élastique pendant un temps τ_1 inférieur à τ il ne se produit pas de déformation. Celle-ci se produit au cours d'un second essai après un temps τ_2 tel que $\tau_1 + \tau_2 \simeq \tau$.

Une étude plus précise montre qu'entre les instants 0 et τ une *microdéformation* plastique se produit. Lorsqu'elle atteint, en valeur relative, environ $30 \cdot 10^{-6}$, la déformation macroscopique rapide commence. La figure 53 montre les résultats obtenus par VREELAND (cité par CLARK - 1953-20).

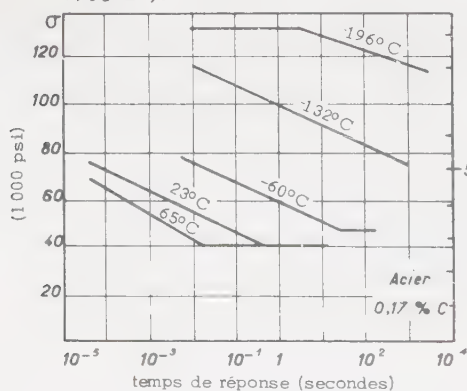


Fig. 52 - (CLARK 1953-20).

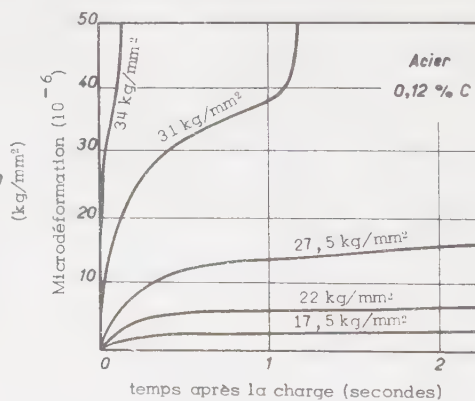


Fig. 53 - (VREELAND, cité par CLARK 1953-20).

On peut penser que les dislocations arrachées à leur atmosphère d'atomes de carbone se déplacent jusqu'aux joints des grains produisant la micro-déformation précédente. Elles s'y trouvent bloquées jusqu'à ce que les contraintes créées par leur accumulation leur permettent de franchir les frontières des grains, et ainsi de produire une déformation plastique importante.

On peut maintenant essayer de comprendre ce qui se passe pendant l'essai de choc. L'effort appliqué au métal dépendra des valeurs relatives du temps de réponse τ , du temps t_1 pendant lequel l'effort est appliqué et de la période propre du système T .

Entre les instants 0 et τ la déformation est quasi élastique et les contraintes peuvent être considérables (diminuant par conséquent τ). Ensuite, la déformation plastique se produit suivie d'oscillations élastiques amorties. Mais il est possible maintenant qu'au début du choc, les contraintes atteignent des valeurs telles qu'une rupture par décohéation puisse se produire.

Chapitre II

DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS

(Acier doux n° 1)

ESSAI DE TRACTION.

Une éprouvette de 1,50 mm de diamètre et 10 mm de longueur utile a été essayée dans la micro-machine de traction CHEVENARD permettant un enregistrement photographique direct de la courbe contrainte-déformation. C'est cette courbe qui est représentée sur la figure 54.

Nous voyons que l'acier étudié présente une limite élastique de $26,5 \text{ kg/mm}^2$ et une résistance maximum de 39 kg/mm^2 . La longueur du "palier" représente une déformation relative de 2,8%. A la rupture, l'allongement atteint 32%.

CONDITIONS DE L'ESSAI PAR CHOC.

Le dispositif est celui déjà utilisé pour les éprouvettes d'aluminium. Le cadre porte-éprouvette présente à la partie supérieure une fente de 5 mm de largeur laissant passer l'extrémité inférieure et le corps de l'éprouvette. Par contre la tête de l'éprouvette (hauteur 7 mm, diamètre 15 mm) se trouve bloquée par des boulons dans un logement spécialement ménagé, ce qui évite tout glissement au moment du choc. De même la masse m ne peut glisser puisqu'elle est constituée par la tête de l'éprouvette dont les dimensions sont variables : épaisseur 5 mm, largeur 15 mm, hauteur 10-12, 5-15 ... 40 mm. Après l'essai la tête est découpée et pesée. On trouve alors : $m = 3,75 - 4,95 - 5,65 - 7,35 - 8,5 - 9,85 - 11,5 - 14,5$ et 17,2 grammes (compte tenu d'une masse équivalente à celle de l'éprouvette en mouvement).

Les éprouvettes ont un diamètre de 2,5 mm et une longueur de 16 mm entre congés.

Pour tous les chocs, la vitesse d'essai est de 12,8 m/s.

DÉFORMATION AU PREMIER CHOC.

L'allongement des éprouvettes est connu en mesurant après chaque choc la longueur totale de l'éprouvette (au centième de millimètres à l'aide d'un palmer).

Nous avons porté sur la figure 55 la déformation produite au premier choc en fonction de l'énergie fournie (par unité de volume), les points obtenus se placent sur une droite (sauf les deux derniers). Cette droite est parallèle à celle que l'on obtient en considérant la déformation produite en traction en fonction de l'énergie fournie (courbe en pointillé).

On voit que dans l'essai de choc il faut maintenant tenir compte d'une *énergie perdue*, contrairement à ce qui se passait avec l'aluminium recuit où toute l'énergie cinétique de la masse m était utilisée pour déformer plastiquement l'éprouvette (en négligeant l'énergie de déformation élastique qui était très faible).

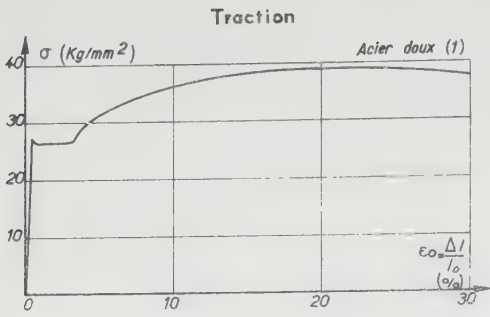


Fig. 54

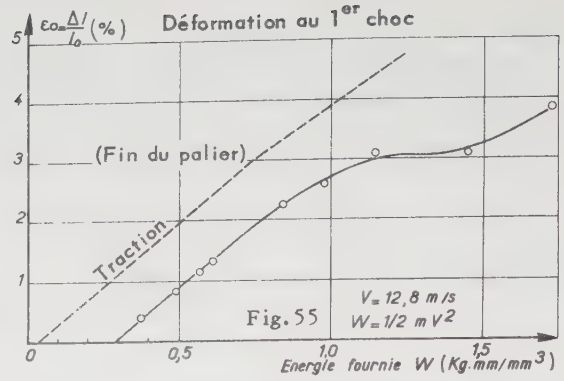


Fig. 55

Dans le cas de l'acier étudié, l'énergie de déformation élastique, que l'on peut calculer, correspond à l'énergie cinétique d'une masse d'environ 0,3 gramme animée de la vitesse $V = 12,8 \text{ m/s}$. L'énergie perdue est beaucoup plus grande (environ dix fois) puisqu'elle correspond, d'après le graphique 55, à l'énergie cinétique d'une masse $m_0 = 3$ grammes, animée de la même vitesse V .

Il serait important de savoir comment cette énergie se trouve perdue, mais une étude expérimentale serait certainement très difficile. Elle ne semble même pas réalisable avant longtemps. Nous sommes donc réduits à faire des hypothèses.

Nous pouvons penser qu'au cours du choc, les régions de forte concentration de contraintes n'ont pas le temps, comme en traction, d'amorcer une déformation plastique s'étendant ensuite à toute la masse du métal. (Autrement dit toutes les dislocations ou sources se trouvent également sollicitées). Ce qui revient à augmenter le limite élastique supérieure (deux fois au maximum).

D'autre part, nous avons vu qu'au début du choc la déformation restait élastique (temps de réponse de l'acier doux). Nous savons qu'alors les contraintes peuvent atteindre des valeurs considérables. Ces efforts vont agir sur l'appareil d'essai et lui communiquer sous forme de vibrations une énergie importante (L'aluminium, au contraire, du fait de sa déformation plastique immédiate absorbait toute l'énergie fournie).

Enfin, nous pouvons considérer la création et le mouvement des dislocations.

Soit une contrainte σ appliquée à la dislocation ou plus exactement sa composante suivant la direction de glissement. (Elle dépend de la valeur moyenne de l'effort appliqué globalement à l'éprouvette). Pour créer une dislocation, il faut augmenter sa longueur, et vaincre la résistance des atomes étrangers ou des autres dislocations qui l'entourent. Autrement dit, il faut augmenter l'énergie potentielle du réseau en ce point. Supposons qu'on puisse traduire ces effets en tenant compte d'une contrainte σ_a s'opposant à l'effort appliqué. L'énergie cinétique reçue par la dislocation au cours du choc sera fonction de $(\sigma - \sigma_a)$. Cette énergie cinétique sera utilisée ensuite pour déplacer la dislocation, ce qui produira la déformation du métal.

Pour l'aluminium le terme σ_a est beaucoup plus faible que la résistance du métal due à l'érouissage et peut être négligé. Pour l'acier, au contraire, ce terme est très important (égal à la limite élastique) et on comprend que dans ces conditions l'énergie perdue pendant le "choc" ne soit plus négligeable.

Il est évident que le phénomène n'est pas aussi simple. En particulier, l'effort σ , appliqué pendant un temps très court mais fini, agit encore sur la dislocation après sa création pour aider son mouvement.

DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS.

Considérons maintenant la déformation produite par les chocs suivants. En représentant cet allongement en fonction du nombre de chocs N , nous voyons (fig. 56) que, pour une même éprouvette, les points obtenus se placent sur une droite passant par l'origine.

La déformation est encore proportionnelle au nombre de chocs. Dans ces conditions on peut penser que le principe de superposition, vérifié avec l'aluminium recuit, est encore valable dans le cas de l'acier doux.

On peut aussi, et en première approximation, admettre que l'effort se trouve presque instantanément appliqué à toute l'éprouvette, négligeant ainsi les ondes de déformation. Ces ondes existent cependant, et permettent à l'effort appliqué de s'adapter à la résistance locale du métal. De même, si la striction se produit presque toujours près de l'extrémité supérieure de l'éprouvette, c'est que là les ondes prennent naissance (extrémité bloquée) et qu'elles s'y réfléchissent en augmentant à chaque fois la contrainte appliquée.

La région des congés s'est déformée, mais très peu. Il est vrai que les congés étant très courts (environ 2 mm), le diamètre de l'éprouvette augmente très rapidement. Dans ces conditions, nous avons porté sur les graphiques l'allongement relatif en prenant pour longueur "utile" la longueur $l_0 = 16\text{ mm}$ de l'éprouvette mesurée entre les congés.

Indiquons enfin que pour les faibles valeurs de la masse m les points $\epsilon(N)$ (fig. 56) se placent bien en moyenne sur une droite mais les allongements varient d'un choc à l'autre. Les erreurs de mesures, maintenant importantes en valeur relative, ne peuvent expliquer tout à fait les écarts observés, écarts que l'on peut rapprocher des "décrochements" observés sur certaines courbes de traction de l'acier (effet PORTEVIN-LE CHATELIER). Il semble qu'au cours de la déformation par choc, comme en traction, la résistance du métal diminue par instant permettant alors une déformation légèrement plus importante.

DÉFORMATION ET ÉNERGIE FOURNIE.

Pour comparer les résultats obtenus pour diverses valeurs de la masse m (toutes choses égales par ailleurs) nous avons porté (fig. 57) la déformation relative en fonction de l'énergie fournie

$$W = \frac{1}{2} m V^2 N \text{ (rapportée à l'unité de volume du métal).}$$

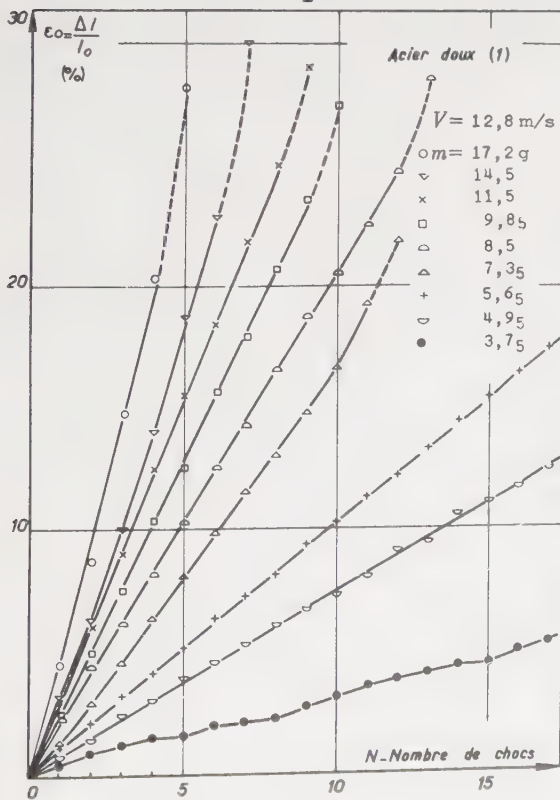


Fig. 56

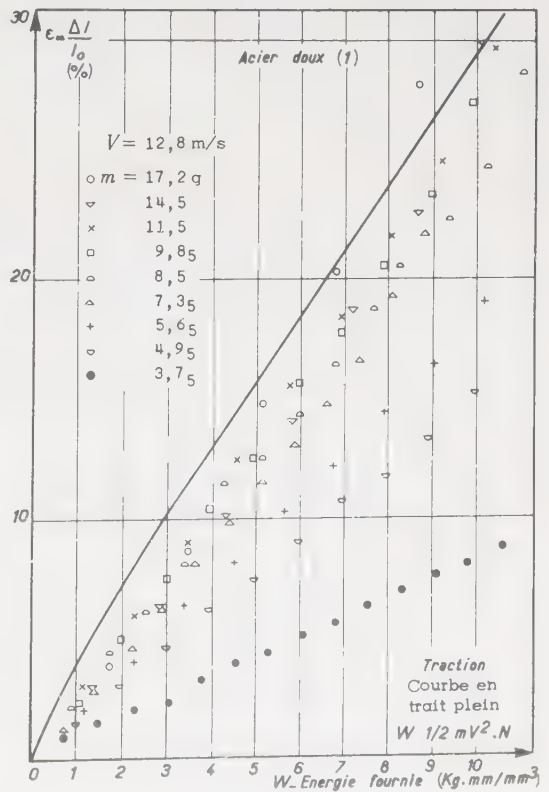


Fig. 57

Nous voyons que les points ne se groupent pas sur une courbe commune, mais, pour chaque éprouvette, se placent sur une droite dont la pente diminue avec la masse m .

Ce résultat semble montrer que l'énergie fournie n'est pas utilisée entièrement pour produire une déformation plastique donc qu'à chaque choc une certaine partie de cette énergie se trouve perdue (soit $W_1 = 1/2 m_1 V^2$).

Dans ces conditions les pentes des droites $\varepsilon(N)$ de la figure 56, doivent être proportionnelles à la quantité $(m - m_1)$. Le calcul donne pour m_1 une valeur voisine de 3 grammes. On pourra donc prendre m_1 égal à la masse m_0 déterminée au premier choc.

Représentant la déformation ε en fonction de la quantité $W - W_1 = \frac{1}{2}(m - m_1) \cdot V^2$ nous voyons (fig. 58) que les points obtenus se groupent maintenant près d'une même courbe que l'on peut confondre avec une droite passant par l'origine.

L'énergie perdue par choc est aussi importante qu'au premier choc et sans doute pour les mêmes raisons : vibrations engendrées dans l'appareil d'essai par les contraintes importantes atteintes pendant le "temps de réponse" du métal (il faut alors que ce phénomène existe pour tous les chocs) et limite élastique plus élevée (influence plus réduite des zones de concentration de contraintes).

Enfin, si la quantité $(W - W_1)$ représente l'énergie absorbée par le métal pour se déformer, nous trouvons (fig. 58) que pour une même déformation, cette énergie semble légèrement plus faible qu'en traction (courbe en trait plein) surtout pour des déformations importantes. (En prenant pour longueur utile de l'éprouvette, et pour tenir compte de la déformation des congés, une valeur un peu plus grande que celle utilisée, ou diminuerait les valeurs de l'allongement relatif ε , mais aussi, et dans la même proportion, l'énergie par unité de volume. Par conséquent, la position relative des deux courbes ne serait pas modifiée).

En résumé, nous pouvons constater que l'étude de la déformation par chocs répétés pour l'acier, comme pour l'aluminium, donne des résultats globalement très simples. Il faut maintenant tenir compte d'une énergie perdue, la même pour chaque choc, mais l'énergie réellement utilisée pour la déformation est, à peu de chose près, la même qu'en traction.

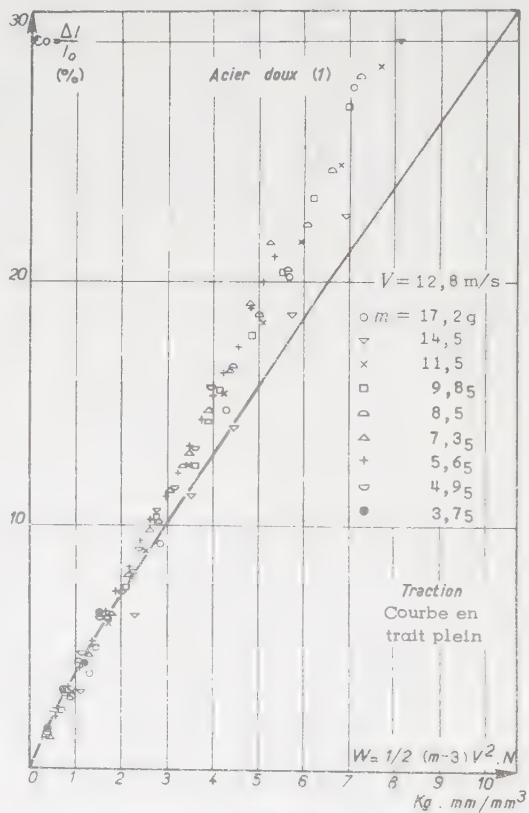


Fig. 58

Chapitre III

DÉFORMATION PAR CHOC ET COURBE DE TRACTION

(Acier doux n°2)

ESSAI DE TRACTION.

La courbe contrainte déformation enregistrée directement sur la micromachine Chevenard est représentée sur la figure 59. L'éprouvette utilisée avait 1,50 mm de diamètre et 10 mm de longueur.

Nous voyons que cet acier présente une résistance maximum de 51 kg/mm^2 et, à la rupture, un allongement d'environ 25%. La limite élastique est moins bien définie. La limite élastique supérieure n'est pas marquée, la déformation plastique commence un peu avant l'apparition du palier (rôle de la concentration des contraintes qui peut être plus important si l'effort n'est pas dirigé exactement suivant l'axe de l'éprouvette). La forme même du palier varie d'un essai à l'autre, mais il n'est jamais horizontal (comme pour l'acier 1 précédent) et présente toujours un maximum plus ou moins net.

CONDITIONS DE L'ESSAI PAR CHOC.

L'éprouvette utilisée doit pouvoir être montée sur l'appareil de choc (pour subir un seul choc) puis installée sur la micromachine de traction. Ses dimensions se trouvent imposées par cette dernière condition : diamètre 1,5 mm, longueur 10 mm (ce qui diminue la précision des mesures d'allongement après le premier choc).

Les têtes, filetées, ont 3 mm de diamètre et 6 mm de long.

Pour l'essai de choc une tête est vissée sur le cadre porte-éprouvette. L'autre tête porte des écrous permettant de varier la masse m .

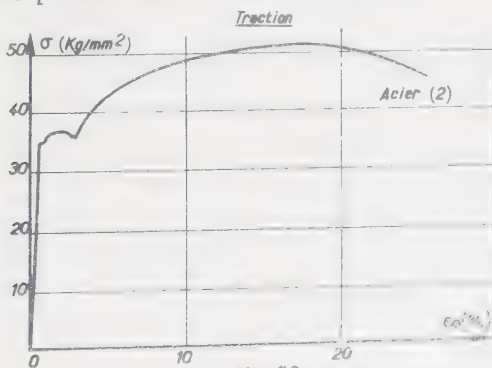


Fig. 59

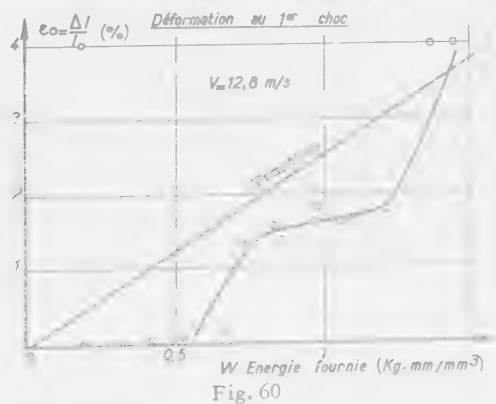


Fig. 60

DÉFORMATION AU PREMIER CHOC.

L'allongement est connu en mesurant après l'essai la longueur totale de l'éprouvette.

Ces allongements dépendent de la masse m (la vitesse reste fixée à 12,8 m/s). Nous avons porté sur la figure 60 la déformation en fonction de l'énergie fournie (par unité de volume) et nous pouvons comparer les résultats avec la déformation qui nécessiterait la même énergie dans un essai de traction (en pointillé sur la figure).

Indiquons que dans ces essais, la tête de l'éprouvette est trop courte pour permettre un blocage par contre-écrou. Au moment du choc il peut se produire un léger mouvement de la tête de l'éprouvette par rapport au cadre brusquement arrêté, ce qui peut diminuer l'effet de choc de la masse m sur l'éprouvette.

Cependant, la répartition des points sur la figure 59 semble montrer qu'il ne se produit pas de déformation (ou très peu : $1 \text{ à } 2 \cdot 10^{-3}$) tant que l'énergie fournie ne permet pas aux dislocations de se déplacer, c'est-à-dire de franchir la légère "barrière" d'énergie correspondant au maximum présenté par le palier de la courbe de traction.

Si l'énergie fournie augmente légèrement (il suffit que m passe de 1,42 à 1,55 gramme) les dislocations peuvent franchir la barrière précédente. Alors l'énergie cinétique reçue leur permet de se déplacer et la déformation produite correspond à la quasi totalité du palier. A ce moment l'écroutissage augmente rapidement la résistance du métal. La déformation varie donc très peu (de $13 \text{ à } 18 \cdot 10^{-3}$) quand m croît de 1,55 à 2,6 grammes. Ce qui correspond au "palier" observé dans la courbe $\varepsilon(W)$.

Puis lorsque m continue à augmenter la déformation se rapproche de celle que l'on peut prévoir en utilisant les résultats obtenus par traction.

Il semble que dans ces essais, l'énergie perdue reste faible. Il est vrai que la section de l'éprouvette étant très petite les efforts sont plus faibles que dans les essais précédents. Enfin, rien ne permet d'affirmer que l'énergie perdue est proportionnelle à l'énergie fournie puisqu'elle doit dépendre de l'appareil d'essai des dimensions de l'éprouvette et de la nature du métal étudié.

DÉFORMATION PAR CHOC ET COURBE DE TRACTION.

Les éprouvettes ayant subi un premier choc (masse m , vitesse V) qui a produit une certaine déformation ε_1 sont alors étudiées sur la micromachine de traction. La figure 61 montre le début des courbes enregistrées.

On peut remarquer la variation de longueur du palier et la comparer aux résultats précédents. Pour m inférieur à 1,5 gramme la déformation produite par choc est très réduite ($\varepsilon_1 < 2,5 \cdot 10^{-3}$) et la courbe de traction présente la quasi totalité du palier.

Pour m compris entre 1,5 et 2,6 grammes la déformation ε_1 passe à $13 \cdot 10^{-3}$ et croît légèrement jusqu'à $17,5 \cdot 10^{-3}$. En même temps, la dernière trace du "palier" dans la courbe de traction disparaît rapidement.

Ainsi certaines particularités de la courbe de traction de l'acier doux se retrouvent sur la courbe déformation énergie obtenue par choc et ces résultats peuvent s'expliquer en considérant le mouvement de dislocations à l'intérieur du métal.

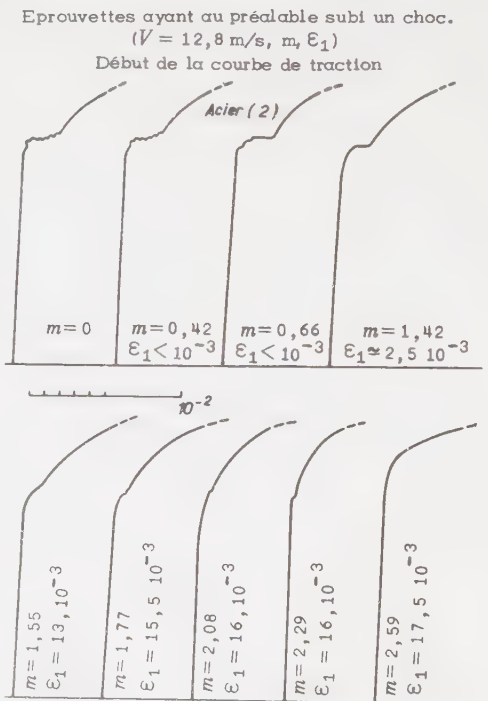


Fig. 61

Chapitre IV

ACIER TRÈS ÉCROUI. DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS.

ESSAI DE TRACTION.

Les éprouvettes ont été taillées dans une tige fileté de 3 mm de diamètre, en acier très écroui. L'essai de la micromachine de traction montre une limite élastique de 85,5 kg/mm², très voisine de la résistance maximum égale à 88,7 kg/mm². L'allongement au moment de la rupture est d'environ 6,5%.

DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS.

Les éprouvettes ont un diamètre de 1,5 mm et une longueur de 10 mm.

La tête est vissée dans le cadre porte-éprouvette (sans contre-écrou). L'extrémité inférieure porte un ou plusieurs écrous représentant la masse m . La vitesse d'essai est de 12,8 m/s.

La déformation en fonction du nombre de chocs est représentée sur la figure 62.

Pour une même éprouvette (même valeur de m) les points se placent sur une droite d'ordonnée à l'origine légèrement négative, la déformation est donc au premier choc légèrement plus faible que pour les chocs suivants (comme pour l'aluminium très écroui).

La déformation produite au moment de la rupture est nettement plus importante qu'en traction puisqu'elle atteint 10%.

Comme pour l'aluminium très écroui, on peut penser que l'effort appliqué s'adapte à la résistance du métal, d'où une déformation en dehors des zones de striction et une légère déformation des congés. Mais surtout, on peut encore penser que les contraintes atteignent localement des valeurs suffisamment élevées pour détruire certains obstacles s'opposant à la déformation (pour l'aluminium on avait trouvé une légère diminution de la dureté) d'où une déformation totale plus importante qu'en traction.

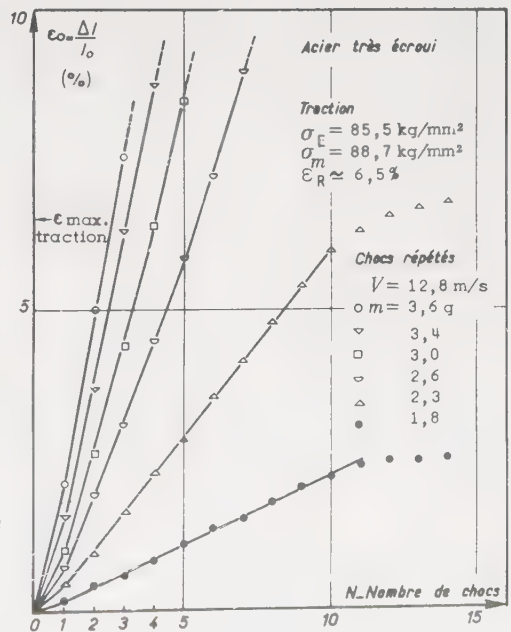


Fig. 62

Remarquons que pour les faibles valeurs de m la déformation finit par s'arrêter. On peut penser que les contraintes appliquées ne peuvent agir que sur les dislocations moins fortement liées (ou sur les sources les moins stables, donc de plus grande longueur). Lorsque celles-ci sont disparues, en produisant une certaine déformation, les contraintes sont inférieures ou juste égales à la résistance du métal et la déformation reste élastique.

DÉFORMATION ET ÉNERGIE FOURNIE.

La résistance du métal étant de 89 kg/mm^2 et la section de l'éprouvette étant de $1,77 \text{ mm}^2$, il faut pour la déformer par traction appliquer une force de $156 \text{ kg} = 156 \cdot 10^6 \text{ dynes}$. Si l'allongement produit est $0,01 \text{ cm}$ (1% en valeur relative) l'énergie reçue par l'éprouvette sera de $1,56 \cdot 10^6 \text{ ergs}$.

D'autre part, l'énergie cinétique d'une masse de 1 gramme animée d'une vitesse $V = 12,8 \text{ m/s}$ est égale à $0,81 \cdot 10^6 \text{ ergs}$. Si cette énergie était utilisée pour déformer l'éprouvette, en supposant la résistance égale à celle déterminée par l'essai de traction, l'allongement produit serait de 0,525%.

Si nous considérons les valeurs de m utilisées (en laissant de côté les deux plus faibles valeurs pour les raisons indiquées à la fin du paragraphe précédent):

$$m = 3,6 - 3,4 - 3,0 \text{ et } 2,6 \text{ g.}$$

La déformation produite par choc devrait être d'après le calcul, respectivement :

$$1,9 - 1,75 - 1,6 - 1,4\%.$$

Or, les allongements mesurés au premier choc sont :

$$2,1 - 1,6 - 1,0 - 0,7\%$$

et en moyenne pour les chocs suivants :

$$2,9 - 2,1 - 1,6 - 1,2\%.$$

Les dernières valeurs, pour les plus grandes valeurs de m , sont supérieures aux valeurs calculées.

On peut voir dans ces résultats une conséquence de la diminution de résistance du métal au cours du choc; adoucissement d'autant plus marqué que la masse m est grande.



Chapitre V

DÉFORMATION PAR CHOCS RÉPÉTÉS.

Essais électromécaniques
(Aciers 1 et 3)

CONDITIONS DE L'ESSAI.

Dans ces essais, l'effort est appliqué à l'éprouvette par un électro aimant dans lequel on décharge en moins d'un millième de seconde n condensateurs de $32\mu F$ chacun, chargés sous une tension continue de V volts (dans tous nos essais $V = 450$ volts).

La période propre du système oscillant formé par l'éprouvette et l'armature mobile de l'électro est d'environ 1 milliseconde.

L'éprouvette mesure 12mm entre congés et son diamètre varie suivant les essais.

Les allongements sont mesurés après chaque choc au centième de millimètre.

I-PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS Acier n° 3

Le but de ces premiers essais était d'étudier comment les résultats simples obtenus précédemment se trouvaient modifiés (ou confirmés) pour des essais par chocs répétés utilisant un dispositif différent.

En particulier il fallait chercher si la rupture pouvait encore être produite en un nombre limite de chocs identiques, et comment variait l'allongement en fonction du nombre de chocs ou de l'énergie fournie.

DÉFORMATION EN FONCTION DU NOMBRE DE CHOCS.

L'acier utilisé présente une limite élastique de $37,5\text{ kg/mm}^2$ et une résistance maximum de $61,5\text{ kg/mm}^2$. L'allongement maximum, en traction est d'environ 26%.

Deux éprouvettes A et B , de même section ($\phi_a = 1,39_5\text{ mm}$ et $\phi_b = 1,39_7\text{ mm}$) ont été étudiées. Pour la première on utilisait à chaque choc $n_a = 17$ condensateurs et pour la seconde $n_b = 15$ condensateurs.

La déformation en fonction du nombre de chocs N est représentée sur la figure 63. Nous voyons que les points expérimentaux se placent encore, pour chaque éprouvette, sur une droite : *la déformation est une fonction linéaire du nombre de chocs.*

De plus, la déformation à chaque choc, est plus importante lorsque le nombre de condensateurs augmente et il est probable que le principe de superposition énoncé précédemment s'applique encore.

Enfin, la déformation est plus importante au premier choc que pour les chocs suivants.

DÉFORMATION ET ÉNERGIE FOURNIE.

La période du système oscillant est maintenant assez grande pour que l'on puisse négliger l'influence des ondes de déformation (tout au moins en première approximation). Lorsque l'armature mobile de l'électro aimant s'arrête pour la première fois, le travail des forces électromécaniques agissant sur l'éprouvette a été utilisé surtout pour produire la déformation plastique du métal, une faible partie restant sous forme d'énergie potentielle de déformation élastique.

On peut admettre qu'ensuite, la déformation restera élastique (oscillations amorties).

En utilisant n condensateurs identiques de capacité C chargé par une tension V , l'énergie fournie à l'ensemble du système à chaque essai sera égale à $\frac{1}{2}(nC)V^2$. On peut alors admettre que l'énergie fournie à l'éprouvette est proportionnelle à $n(C$ et V restant constants) tout au moins lorsque n varie peu.

En comparant les pentes des droites $\varepsilon(N)$ obtenues pour les deux éprouvettes A et B , nous voyons que leur rapport est différent de $n_a/n_b = 17/15$ ce qui semble prouver qu'il faut tenir compte à chaque choc d'une énergie perdue.

Supposons cette énergie perdue proportionnelle au volume du métal (donc à la section S). Comme l'allongement doit être inversement proportionnel à la section, nous pourrions écrire la pente α des droites $\varepsilon(N)$

$$\alpha = k(n - \beta S) \cdot \frac{1}{S}$$

ou

$$\alpha = k_1(n - \beta_1)$$

k_1 et β_1 étant des constantes dépendant de la nature du métal et de l'appareil d'essai.

Comparant les résultats obtenus pour A et B , nous trouvons $\beta_1 = 7,9 \pm 1,4$ (Les pentes des droites étant très voisines, l'erreur est importante).

Pour vérifier ce résultat, il restait juste assez de métal pour faire une dernière éprouvette C . Désirant donner à n une valeur peu différente des précédentes, tout en produisant à chaque choc une déformation très faible, nous avons doublé la section ($\phi = 1,99$ mm) et utilisé $n_c = 17$ condensateurs.

Dans ces conditions on pouvait espérer pour la pente de la nouvelle droite la valeur

$$\alpha = \frac{k_1}{2}(17 - 2\beta_1), \text{ avec } \beta_1 \simeq 8.$$

En fait, la courbe allongement-nombre de chocs a la forme indiquée sur les figures 63 et 64 (C'est d'ailleurs l'allure qu'aurait la courbe allongement-énergie que l'on obtiendrait en utilisant la courbe contrainte-déformation donnée par un essai de traction). Mais la pente de la tangente au point d'inflexion a bien la valeur prévue, ce qui semble légitimer les hypothèses faites.

En comparant A et B nous avons trouvé $\beta_1 = 7,9 \pm 1,4$.

Comparant A et C , nous trouvons maintenant $\beta_1 = 7,6 \pm 0,4$, et pour B et C , $\beta_1 = 7,5 \pm 0,4$. Pour ces dernières valeurs l'erreur se trouve nettement diminuée).

Dans ces conditions, un seul choc pour l'éprouvette A doit produire la même déformation que 12 chocs sur l'éprouvette C , c'est ce que montre la figure 64 obtenue en prenant pour N_a une unité 12 fois plus grande que pour N_c . Les tangentes aux points d'inflexions des deux courbes sont alors parallèles.

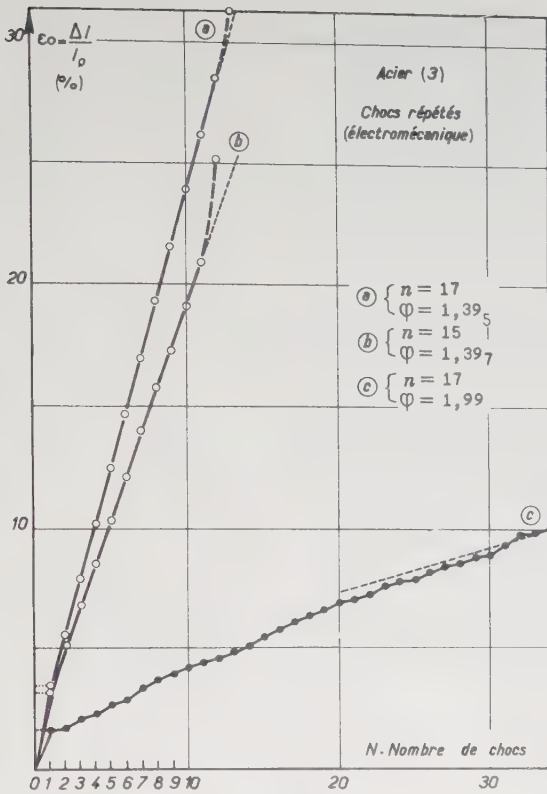


Fig. 63

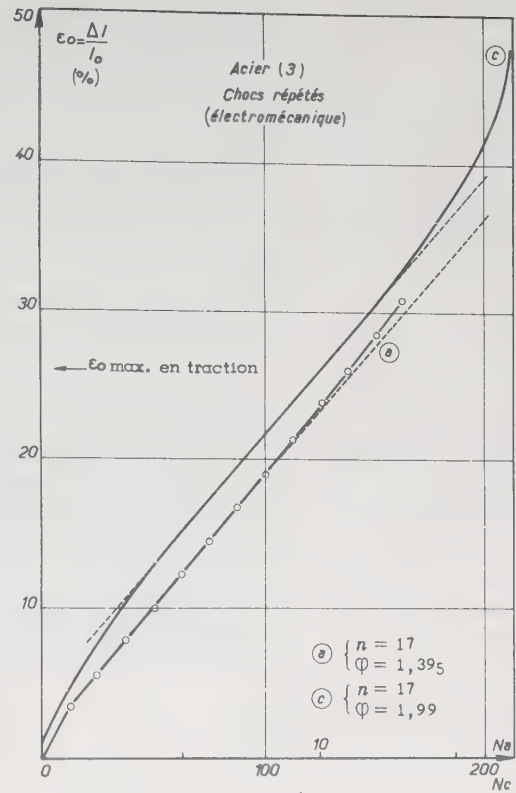


Fig. 64

REMARQUES SUR LES VARIATIONS D'ALLONGEMENT EN COURS D'ESSAI.

Considérons tout d'abord l'allongement produit par le premier choc. Pour les trois éprouvettes A, B et C il est respectivement de :

410 ± 10, 390 ± 10 et 190 ± 10 microns (soit en valeurs relatives 3,3 - 3,2 et 1,6%) .

Ces valeurs sont beaucoup plus importantes que les allongements moyens produits par un seul choc puisque pour ces trois éprouvettes nous trouvons maintenant

273 ± 2 - 213 ± 2 et 21,0 ± 0,5 microns.

Pour expliquer cet écart, nous devons tenir compte du fait que la courbe de traction de l'acier étudié présente un palier (limite élastique de 37,5 kg/mm²) correspondant à un allongement moyen de 0,95%.

On peut penser qu'au premier choc les dislocations reçoivent une énergie cinétique suffisante pour que la déformation produite par leur déplacement corresponde au moins à la totalité du "palier". Ensuite l'écrouissage se manifeste et elles sont plus ou moins rapidement arrêtées suivant l'importance de l'énergie reçue.

D'ailleurs, la résistance du métal augmente alors très vite puisqu'elle atteint 43,5 kg/mm² pour un allongement de 2% et 48 kg/mm² pour 3% d'allongement. En fait l'allongement moyen obtenu par choc correspond à une résistance du métal égale à 61,5 kg/mm² (valeur maximum), alors qu'au premier choc cette résistance est beaucoup plus faible (la moitié environ). Mais cela ne suffit pas pour expliquer l'importance de l'écart observé.

L'allongement maximum, au moment de la rupture, est, par chocs répétés, égal (éprouvette B) ou supérieur à celui produit par traction (environ 26%). On trouve 32% pour A, et pour C 48%. (Si l'on veut tenir compte de la déformation produite dans la région des congés, on peut prendre pour longueur utile de l'éprouvette 13 mm au lieu de 12. L'allongement de C à la rupture est alors de 44%, ce qui est encore bien supérieur à ce que l'on obtient en traction).

L'éprouvette C s'est déformée très régulièrement sur toute sa longueur. La striction n'est devenue nette qu'après 200 chocs et la rupture s'est produite au 207^{ème}.

En moyenne, l'allongement par choc était de 20 ± 10 microns, mais pour certains chocs l'allongement atteignait 60 et même 80 microns. Comme pour les décrochements visibles dans certains cas sur les courbes de traction, on peut expliquer ce dernier résultat en admettant que la déformation augmente la mobilité des atomes de carbone. Ces atomes peuvent alors pendant l'essai même, ou pendant la période de repos séparant deux essais, se grouper de telle façon que la résistance du métal se trouve momentanément diminuée.

II-INFLUENCE DE LA SECTION DE L'ÉPROUVETTE

Acier doux n°1

Les essais précédents ayant montré la nécessité de tenir compte (à chaque choc) d'une énergie perdue proportionnelle au volume de l'éprouvette (donc à sa section) nous avons cherché à préciser l'influence de la section sur la déformation produite.

Dans tous les essais, nous avons utilisé $n = 15$ condensateurs.

L'acier est celui déjà employé pour des essais par chocs répétés (chapitre 2) et désigné : acier doux n°1. La limite élastique est de $26,5 \text{ kg/mm}^2$, et la résistance maximum de 39 kg/mm^2 . Il est utile de rappeler l'importance du "palier" de la courbe de traction (il correspond à un allongement relatif de 3%) et le fait que la résistance du métal n'augmente que très lentement avec la déformation. L'allongement maximum en traction est d'environ 32%.

Les éprouvettes ont même longueur (12mm entre congés). Seuls les diamètres varient : $\phi = 1,50 - 1,60 - 1,77 - 1,98 - 2,20$ et $2,49 \text{ mm}$ (mesurés à $0,01 \text{ mm}$ près).

DÉFORMATION EN FONCTION DU NOMBRE DE CHOCS.

L'éprouvette de plus faible diamètre ($\phi = 1,50 \text{ mm}$) a été cassée en 3 chocs. Elle s'est très peu allongée (environ 10%) et présente en plus de la région où s'est produite la rupture, une région de seconde striction située à l'autre extrémité de l'éprouvette.

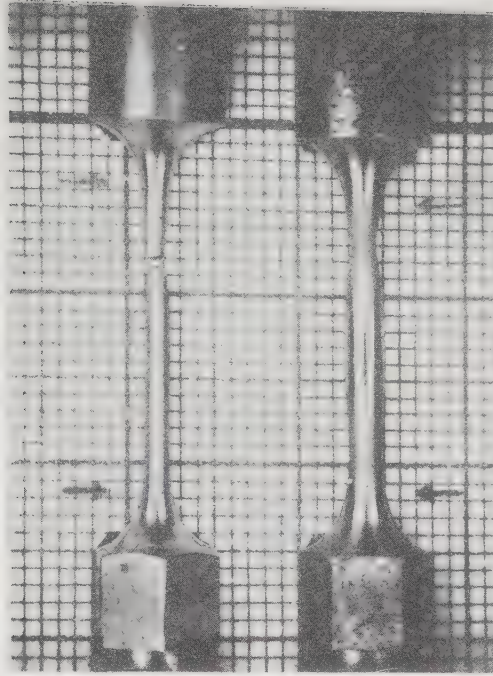
Ce phénomène de double striction se retrouve d'une façon beaucoup plus nette avec l'éprouvette de plus fort diamètre ($\phi = 2,49 \text{ mm}$). La figure 65 montre une photographie de l'éprouvette après 275 chocs. On peut voir que la partie centrale ne s'est absolument pas déformée, ce que confirme une mesure directe de micromètre. (La variation de diamètre si elle existe, est inférieure aux erreurs de mesure : $0,01 \text{ mm}$).

On explique en général la présence d'une striction aux extrémités de l'éprouvette en considérant les ondes qui se déplacent à l'intérieur de l'éprouvette et se réfléchissent aux extrémités fixes. La contrainte s'y trouve alors doublée et produit la déformation plastique observée.

Les autres éprouvettes par contre se sont déformées d'une façon très homogène sur toute leur longueur. C'est ce que montre aussi la figure 65 pour l'éprouvette de $1,77 \text{ mm}$ de diamètre (photographiée après rupture). On peut remarquer que la déformation intéresse aussi la zone des congés (les limites en sont indiquées par des flèches).

Les résultats sont résumés par la figure 66 qui montre l'allongement de l'éprouvette en fonction du nombre de chocs N . Nous voyons que, pour une même éprouvette, tous les points se placent sur une droite (même pour les éprouvettes présentant une double striction). Les droites passent maintenant par l'origine, cela tient à la forme de la courbe de traction qui est presque horizontale (palier important puis très faible écrouissage), dans ces conditions le premier choc ne pouvait pas produire une déformation plus importante que les chocs suivants.

Sur la figure 66, nous avons en fait indiqué les allongements relatifs, en prenant $l_0 = 12 \text{ mm}$. Sauf pour la première, les allongements dépassent 50% et sont donc beaucoup plus importants



$\phi_0 = 1,77 \text{ mm}$ $\phi_0 = 2,49 \text{ mm}$

Fig. 65 — Essais électromécaniques. (Acier doux n° 1).

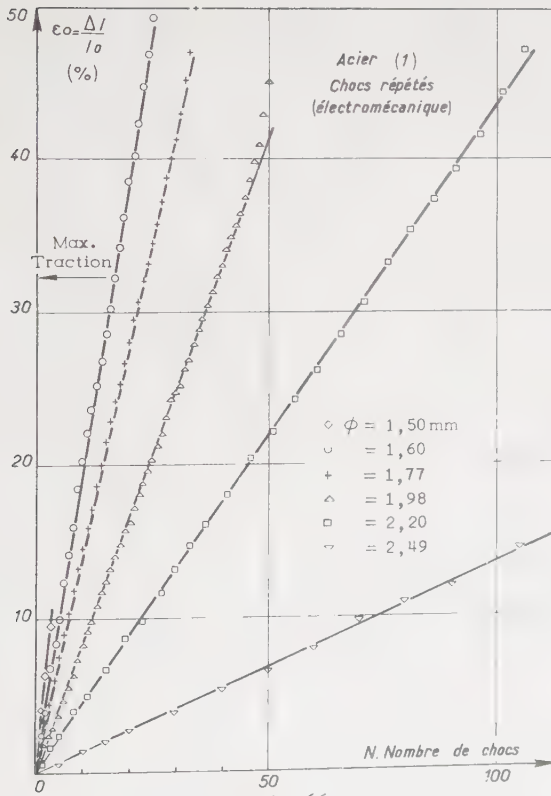


Fig. 66

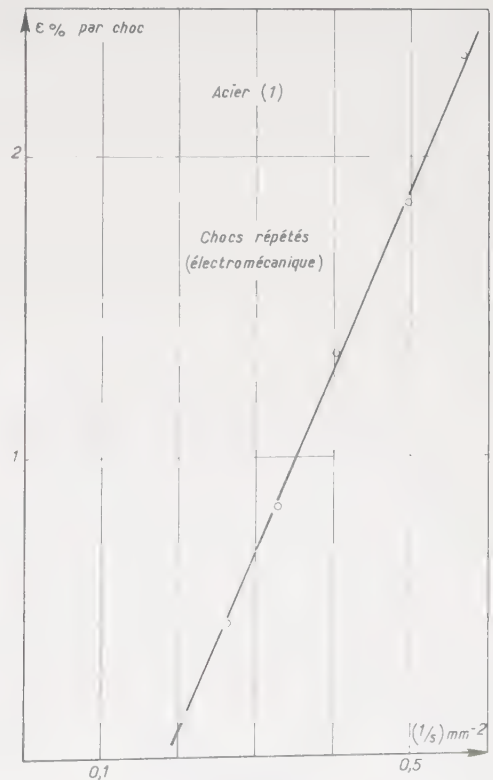


Fig. 67

qu'en traction. (Pour tenir compte de la déformation des congés, on pourrait prendre $l_0 = 13 \text{ mm}$. Les allongements dépassent encore 47% et sont toujours plus importants que les 32% obtenus en traction).

DÉFORMATION MOYENNE PAR CHOC ET SECTION DE L'ÉPROUVETTE.

Les premiers essais nous avaient amené à penser que la pente α des droites $\varepsilon(N)$ devait être proportionnelle à la quantité $(n - \beta S)I/S$ ou, puisqu'ici le nombre n de condensateurs est constant,

$$\alpha = k \left(\frac{I}{S} - \frac{I}{S_0} \right)$$

k et S_0 étant des constantes (dépendant de la nature du métal et de l'appareil d'essai).

Sur la figure 67, nous avons indiqué la déformation moyenne produite par un seul choc en fonction de l'inverse de la section de l'éprouvette. Nous voyons que les points obtenus se placent sur une même droite pour des sections comprises entre $1,75$ et 5 mm^2 ce qui dans ce cas, confirme d'une façon très satisfaisante les hypothèses faites.

Pour terminer, il serait intéressant d'essayer de prévoir ce que serait la déformation d'une éprouvette dont la section serait plus faible ou plus importante que celles étudiées.

Pour des sections plus faibles on peut tout d'abord admettre que les résultats précédents restent valables. Nous trouvons ainsi, en utilisant la figure 67, qu'une éprouvette de $1,39 \text{ mm}$ de diamètre subirait à chaque choc un allongement relatif de $2,83\%$ (à 2% près). Soit ε_1 cette valeur, l'indice 1 indiquant qu'il s'agit de l'acier n° 1.

L'éprouvette B, utilisée dans la première série d'essais (acier 3), avait les mêmes dimensions et à chaque choc (utilisant le même nombre de condensateurs) l'allongement relatif augmentait de $\varepsilon_3 = 1,75\%$ (à 1% près). Dans ces conditions (toutes choses égales par ailleurs) le rapport des allongements par choc, pour ces deux aciers est

$$\frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_3} = 1,61 \pm 0,05.$$

Si nous comparons maintenant les résistances maxima de ces deux aciers, obtenues par un essai de traction,

$$(\sigma_{M,3} = 61,5 \text{ kg/mm}^2 \text{ et } \sigma_{M,1} = 39 \text{ kg/mm}^2)$$

leur rapport est

$$\frac{\sigma_{M,3}}{\sigma_{M,1}} = 1,58 \pm 0,03.$$

Donc pour les deux aciers étudiés, le rapport des allongements, pour un choc, est, aux erreurs d'expérience près, égal à l'inverse du rapport des résistances maxima. C'est là un résultat qui serait très important s'il se vérifiait pour toutes les nuances d'acier. De nombreux essais seront nécessaires pour préciser ce dernier point. Nous l'indiquons simplement pour signaler une nouvelle application de notre méthode d'essais par chocs répétés.

Pour les éprouvettes de section importante, il est difficile de parler de déformation relative puisque le centre ne se déforme pas alors qu'une zone de striction se développe à chaque extrémité. Bien qu'il soit osé, dans ces conditions, d'extrapoler les résultats de la figure 67, il est possible que ces essais permettent d'obtenir rapidement la limite élastique dynamique de l'acier. La figure 17 montre en effet, si l'essai garde alors une signification, que la déformation par choc serait nulle pour une section $S_0 = 5,5 \text{ mm}^2$. De nouvelles mesures seront faites pour préciser ce résultat (en même temps la machine sera modifiée afin de pouvoir placer en série avec l'éprouvette un de nos dynamomètres à quartz qui permettra d'enregistrer les variations de l'effort appliqué pendant l'essai).

Cependant, il est possible que l'éprouvette de section S_0 définie ainsi, subisse encore une certaine déformation (évidemment très faible). En effet, ces essais permettent de déterminer une force "efficace" F_e , c'est-à-dire la force constante qui appliquée pendant la durée t_1 de l'essai produirait la même déformation. Cette déformation est proportionnelle à $(F_e - S\sigma_i)$, le terme σ_i étant une constante (définie par $\sigma_i = F_e/S_0$), relation valable pour S inférieure à S_0 .

Mais, l'effort réellement appliqué atteint une valeur maximum F_M supérieur à F_e et pour $S = S_0$, la déformation pourra encore se produire lorsque l'effort dépassera F_e (c'est-à-dire pendant un temps maintenant inférieur à t_1).

CONCLUSION

En résumé, nous pouvons constater que l'étude de la déformation par choc, phénomène fort complexe par nature, donne des résultats globalement très simples lorsqu'on considère les essais par chocs répétés.

Pour l'acier, la déformation est encore proportionnelle au nombre de chocs, et dans ces conditions le principe de superposition vérifié pour l'aluminium doit encore s'appliquer.

Pour l'acier aussi, la déformation maximum est plus importante qu'en traction. Nous pouvons l'expliquer, comme pour l'aluminium, en considérant l'action des ondes de contraintes qui permettent à l'effort appliqué de s'adapter à la résistance locale du métal, entraînant une déformation plus grande en dehors de la zone de striction et dans la région des congés, avec, pour l'acier écroui, un certain adoucissement du métal (diminution de la dureté).

Enfin, il faut dans certains cas tenir compte à chaque choc d'une énergie perdue, parfois beaucoup plus importante que l'énergie de déformation élastique : énergie nécessaire pour la création "dynamique" des dislocations et vibrations communiquées à la machine d'essai. L'importance relative de ces deux effets ne peut être précisée, mais on comprend qu'elle dépende de la machine d'essai utilisée comme des dimensions de l'éprouvette.



Cinquième Partie
Modification de la microstruture.

INTRODUCTION

Pour préciser les résultats précédents obtenus au point de vue mécanique, il serait nécessaire d'étudier l'aspect physique de la déformation et par conséquent les modifications qui se produisent dans la microstructure du métal au cours du choc. Il ne nous a pas été possible d'en faire une étude approfondie et complète et nous nous bornerons à présenter les résultats obtenus en considérant principalement les monocristaux.

Dans l'essai de traction lente de l'aluminium, des zones de déformation non homogène se forment dans le métal. Ces bandes de déformation ont été étudiées en détail depuis quelques années et nous rappellerons dans cette introduction leurs principales propriétés.

Pour l'alliage utilisé (Al à 4% de Cu) ces bandes semblent beaucoup moins marquées en traction mais elles peuvent devenir très importantes sous l'influence d'un choc. De plus le métal utilise souvent, pour se déformer pendant le choc, plusieurs systèmes de plans de glissement (111). Enfin la fragmentation du cristal est parfois importante.

DÉFORMATION DES CRISTAUX D'ALUMINIUM PAR GLISSEMENT.

La déformation par traction se fait par glissement de fines lamelles sur des plans parallèles au plan (111) et dans la direction [110] de ce plan pour lesquels la composante de l'effort imposé est maximum et lorsque cette composante dépasse une certaine valeur critique. Cette déformation provoque la rotation du cristal par rapport à la direction de l'effort, rotation pouvant rendre possibles les glissements sur un second système (111) [110]. Les principaux résultats expérimentaux sont décrits par SCHMID et BOAS (26) et leur interprétation théorique a été donnée par MOTT dans un article récent (23).

Les lignes de glissement visibles à la surface sont parfois irrégulières, formées de grands segments parallèles à la trace du plan (111) réunis par de petits glissements coaxiaux (cross slips) (fig. 70) correspondants à des glissements sur d'autres plans contenant la même direction [110].

Mais la déformation ne se produit pas aussi simplement dans toute la masse du cristal dont certaines zones se déforment d'une façon complexe. Ces "bandes de déformation", produisant des courbures locales du réseau cristallin, semblent responsables de l'écrouissage du métal et il est intéressant de les étudier un peu plus en détail.

BANDES DE DÉFORMATION DANS L'ALUMINIUM.

Les bandes de déformation ont tout d'abord été définies comme les régions du cristal dont l'orientation, au cours de la déformation, s'écarte progressivement de celle des régions voisines. (BARRETT et LEVENSON 1939-27). Une étude plus approfondie a amené HONEYCOMBE (1951-28) à distinguer les bandes de pliage (kink bands) des bandes de glissement secondaire

dont l'aspect, et sans doute le mécanisme de formation, sont différents.

1° - Bandes de "pliage" (*Kink bands*) (fig. 81).

L'étude des "bandes de pliage" dans l'aluminium en traction a été faite pour la première fois par CRUSSARD (1945-29) qui les a comparées aux "kinkings" étudiés par OROWAN (1952-30) dans le cadmium comprimé. Ces bandes sont limitées par des plans (110) perpendiculaires à la direction de glissement (HONEYCOMBE 1950-31) et la rotation du cristal à l'intérieur de la bande se fait au début autour de l'axe [112] situé dans le plan de glissement et dans le plan de la bande (CAHN 1951-32 - CHEN et MATHEWSON 1951-33). Notons qu'elles ne semblent pas se produire lorsque la déformation se fait suivant deux systèmes de glissement (34) (32) ou tout au moins qu'elles sont beaucoup plus difficiles à observer (35).

Lorsqu'elles existent, ces bandes de "pliage" se forment dès le début de la déformation (la microradiographie (28) permet de les déceler lorsqu'elles ne sont pas encore visibles au microscope). Elles se développent ensuite, devenant plus nettes et formant des sillons à la surface du métal. La courbure du réseau augmente surtout aux limites de la bande dont l'intérieur tourne de plus en plus par rapport au reste du cristal. Ceci peut d'ailleurs permettre le glissement sur un autre système de plans (111) à l'intérieur de la bande qui ressemble alors aux bandes du second type considérées maintenant.

2° - Bandes de glissement secondaire.

Elles apparaissent sous forme de stries de dimensions très variables et dont la direction est toujours légèrement inclinée par rapport aux lignes de glissement principales. CALMAN (1952-35) distingue deux sortes de stries : (A) celles présentant un second système de glissement (fig. 96) et (B) celles non déformées ne montrant aucune trace de glissement (fig. 69). Elles forment parfois à la surface des ondulations complexes qui correspondraient à des bandes de pliage (35).

Leur aspect est différent suivant l'angle du plan de glissement avec la surface, lorsque cet angle est grand ce sont des bandes du type (A) qui apparaissent, celles du type (B) se forment au contraire quand cet angle reste faible.

Les stries, une fois formées, se développent comme des blocs indépendants reliés par des zones frontalières où la distorsion est plus importante. Cependant, les stries ne présentent jamais de grandes courbures ce qui les distingue des bandes de "pliage" celles-ci étant aussi plus nettement marquées et beaucoup plus stables.

3° - Astérisme et fragmentation par déformation à froid.

Même pour de faibles déformations, les taches des diagrammes de Laue sont parfois formées de plusieurs taches plus petites se superposant au fond continu de l'astérisme (29). Le métal déformé à la température ordinaire s'est donc "fragmenté" (31) en blocs peu déformés limités par des bandes de pliage dont la courbure, par rotation d'axe situé dans le plan de glissement, produit l'astérisme. L'astérisme produit par les stries est cependant plus complexe et correspond parfois à des rotations d'axe perpendiculaire au plan de glissement (HEIDENRICH et SHOCKLEY 1948-36 - VILMAN 1951-37).

L'étude des bandes de déformation ayant montré leur importance dans les essais de traction simple, il était nécessaire de considérer leur aspect et leur comportement dans les cristaux déformés par choc.

Chapitre I

COMPORTEMENT DES MONOCRISTAUX

MÉTHODE EXPÉRIMENTALE.

APPAREIL.

L'appareil utilisé est celui précédemment décrit dans la seconde partie. La vitesse au moment du choc est toujours très grande, environ 30 m/s.

Au départ les élastiques tendus communiquent au cadre une accélération très grande transmise à la masse m par l'intermédiaire de l'éprouvette qui, comprimée, risque de flamber. C'est ce qui nous a amené à utiliser un alliage plus résistant.

PRÉPARATION DES ÉPROUVETTES.

L'alliage d'aluminium employé contient 4% de cuivre mis en solution par recuit à 535° pendant 3 jours suivi de trempe. Les gros cristaux sont ensuite obtenus par écrouissage critique et traitement thermique convenable⁽¹⁾.

Les plaques ainsi préparées mesurent 0,8 - 1,0 ou 1,5 mm d'épaisseur.

L'orientation des cristaux est déterminée par étude aux rayons X et plusieurs éprouvettes sont alors découpées dans le même cristal. Ces éprouvettes sont aussi identiques que possible (même orientation et même traitement préalable). Elles sont repérées par une lettre correspondant au cristal origine suivie de la lettre t si l'éprouvette est déformée par traction ou d'un chiffre indiquant le nombre de chocs ayant produit la rupture. Ce chiffre est tout d'abord estimé grossièrement et fixé après essai, la résistance au choc variant beaucoup suivant l'orientation du cristal (toutes choses égales d'ailleurs).

Les éprouvettes sont ensuite longuement polies électrolytiquement (Bain phospho-chromique à chaud). La couche d'alumine formée ne gêne pas les examens au microscope sauf dans les régions de fort allongement où elle est très fissurée et paraît bleutée par réflexion. On peut faire disparaître ce défaut en lavant l'éprouvette une minute dans l'acide nitrique étendu (à 25%) chauffé à 75°. Les éprouvettes sont polies à nouveau avant chaque choc.

Des repères très fins tracés sur l'éprouvette permettent de mesurer son allongement.

L'orientation des diverses éprouvettes étudiées est représentée sur la figure 74, l'axe de

(1) Ces diverses opérations ont été effectuées dans les Laboratoires de métallurgie de l'O.N.E.R.A.

l'éprouvette étant placée à l'intérieur du triangle stéréographique élémentaire limité par un plan (100) et deux plans (110).

REMARQUE SUR LA DÉFORMATION PAR TRACTION.

Les règles qui permettent de prévoir les plans de glissement actifs sont les mêmes que pour l'aluminium pur. Notons simplement que les glissements coaxiaux semblent extrêmement rares.

La déformation est homogène et les bandes de déformation ne semblent pas se former nombreuses sauf cependant les stries du type *B*, zones non déformées et parfois légèrement inclinées par rapport aux lignes de glissement. Elles se forment dès le début et peuvent (comme sur la figure 68) creuser de fins sillons à la surface de l'éprouvette. Elles peuvent se manifester jusqu'au moment de la rupture (fig. 69).

La période précédant la rupture est marquée par le glissement rapide de quelques tranches épaisses traversant tout le cristal, et les dénivellations produites peuvent être très importantes (comme sur la figure 71). Ces glissements parallèles sont concentrés nombreux en quelques zones étroites (fig. 72) limitant des blocs beaucoup moins déformés. A l'intérieur de ces zones les glissements sont très complexes (fig. 73) et l'ensemble forme des escaliers très irréguliers (fig. 71, 73 b et c).

DÉFORMATION PAR TRACTION ET DÉFORMATION PAR CHOCS.

Avant d'étudier les diverses bandes de déformation produites par choc, nous allons comparer le comportement de plusieurs éprouvettes découpées parallèlement dans un même cristal *A* et déformées par traction ou rompues en un ou plusieurs chocs.

1°- EPROUVETTE *A* DÉFORMÉE PAR TRACTION SIMPLE.

D'après l'orientation du cristal la théorie classique prévoit les glissements sur le plan (11 $\bar{1}$) et la direction [101]. Au cours de ce mouvement l'axe de traction se déplace dans la direction de glissement. Lorsqu'il rencontre le plan (01 $\bar{1}$), les glissements se font aussi sur le second système (111) [01 $\bar{1}$]. L'expérience est en bon accord avec la théorie. La figure 75 montre l'aspect de l'éprouvette pour un allongement moyen voisin de 25% au moment où le second système commence à intervenir.

Les lignes de glissement sont bien régulières et présentent peu ou pas de glissements transverses. Cependant un peu avant la rupture elles deviennent irrégulières et dans certaines zones plus perturbées on peut alors trouver les traces des autres systèmes de plans (111).

2°- RUPTURE EN PLUSIEURS CHOCS.

Considérons maintenant l'éprouvette *A4* identique à la précédente et cassée au quatrième choc ($V=30$ m/s).

Les glissements se font au début suivant le même plan (111) (fig. 76). Cependant les autres plans interviennent localement et on peut dès le premier choc trouver les traces peu marquées des quatre systèmes de plans (111).

Aux chocs suivants (après polissage) les plans qui ont permis le glissement dans une certaine région de l'éprouvette sont plus écrouis et interviennent moins dans cette même région. Les lignes de glissement sont beaucoup moins régulières et finissent par se réduire à de petits segments. La figure 77 montre cet aspect peu avant la rupture.

Quelques stries se forment au début. Ce sont surtout des glissements secondaires localisés formant des bandes allongées.

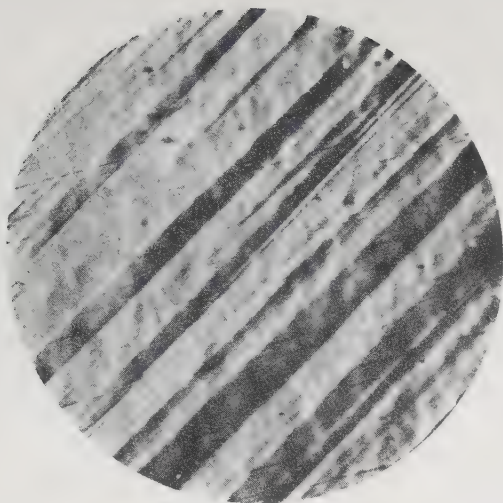


Fig. 68 - Stries formées tout au début de la traction. Légères dénivellations. (Incidence rasante) 0_t .
x 90

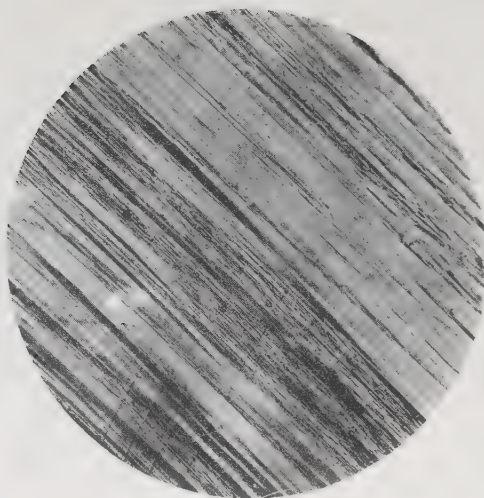


Fig. 69 - Stries du type B en traction près de la zone de rupture P_t .
x 80

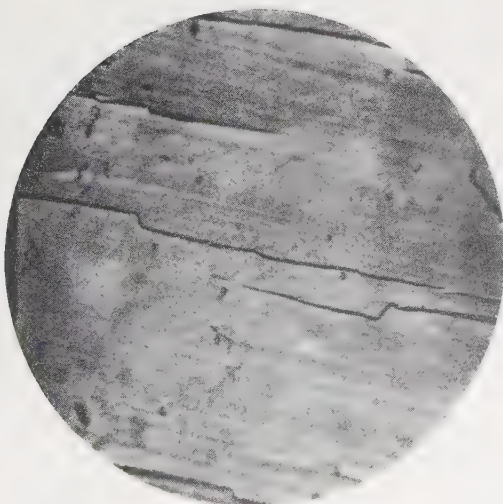


Fig. 70 - Glissements coaxiaux (cross slips) produits en traction K_t .
x 500

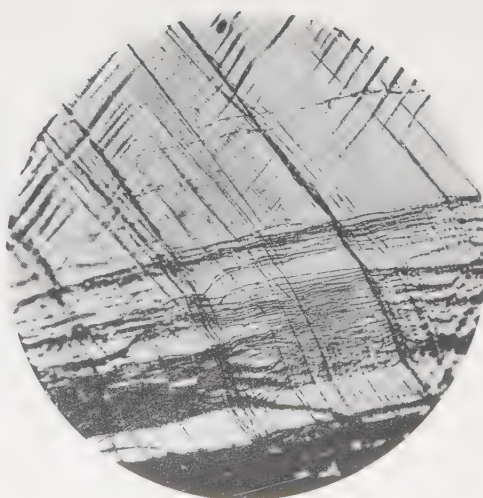


Fig. 71 - Glissements relatifs importants de gros blocs au début de la rupture (traction).
x 90

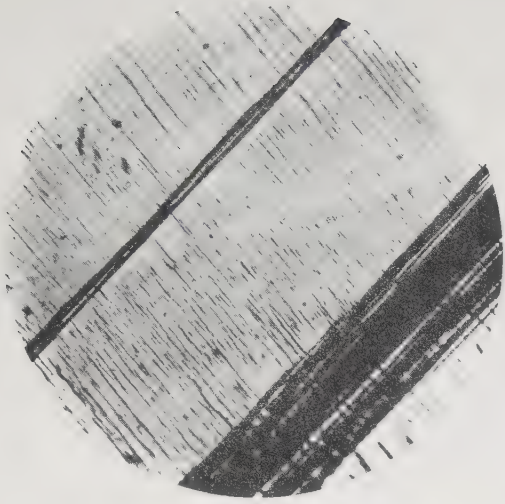


Fig. 72 - Division en trois blocs parallélépipédiques par des glissements localisés traversant tout le cristal. Début de la rupture en traction.
x 90

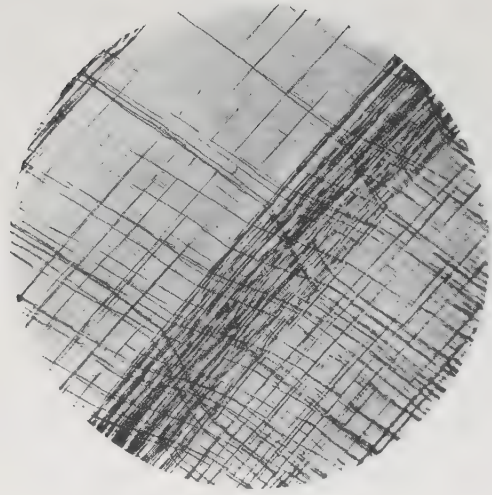


Fig. 73 - Comme fig. 72. Complexité des glissements dans la zone séparant les blocs (traction).
x 90

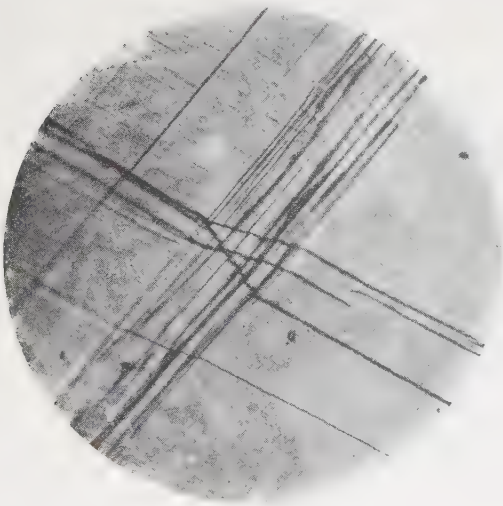


Fig. 73 b - Détail de la fig. 73.

x 350

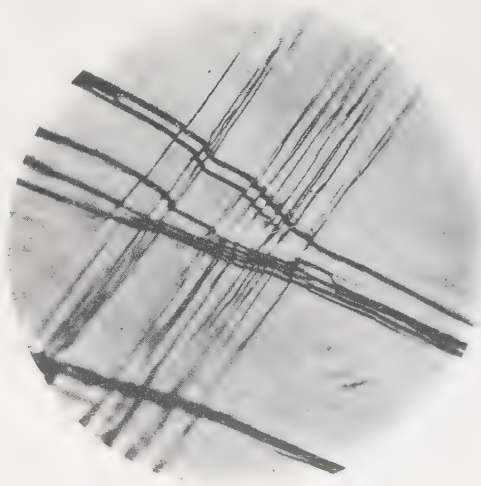


Fig. 73 c - Comme 73b. Photo prise sur le côté de l'éprouvette.
x 500

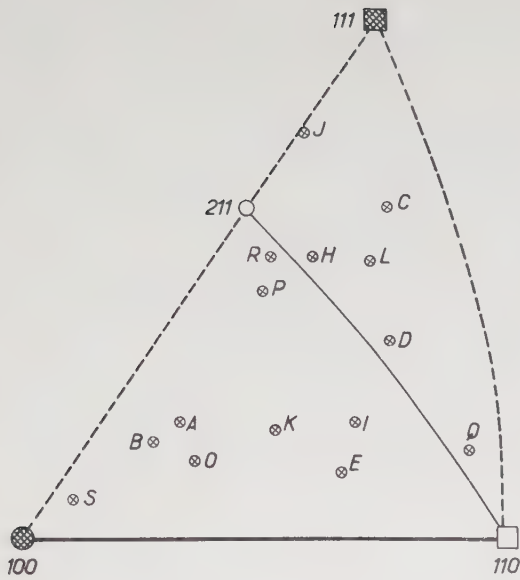


Fig. 74 - Direction de l'axe des éprouvettes.
A.B.C.D.E. épaisseur 1,5 mm
H.I.J.K.L. épaisseur 1 mm
O.P.D.R.S. épaisseur 0,8 mm

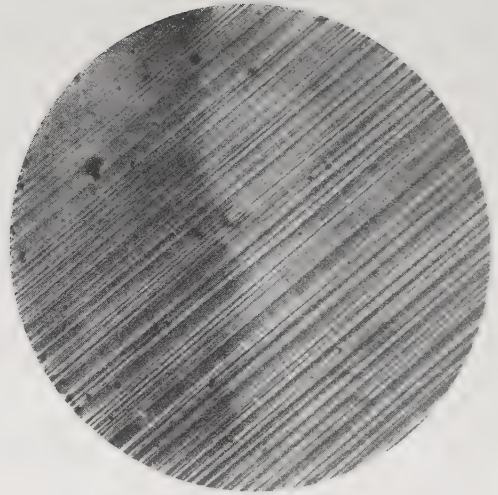


Fig. 75 - A_{11} , traction $\epsilon \approx 25\%$.

x 90



Fig. 76 - A4. Aspect après le premier choc. x 90

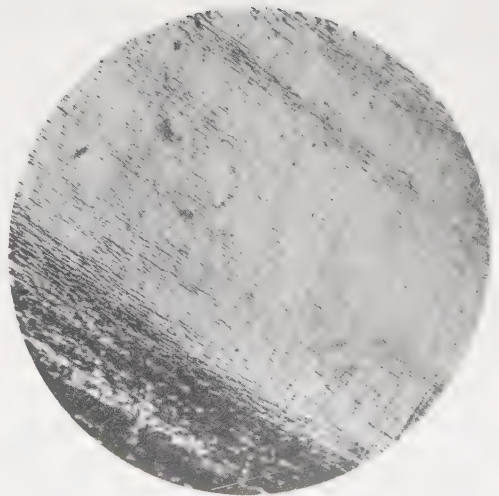


Fig. 77 - A4. Après le 3^{ème} choc (et polissage préalable) zone très déformée.

x 90

3° - RUPTURE EN UN SEUL CHOC.

La différence est beaucoup plus nette lorsque la rupture a lieu au premier choc (Eprouvette A1 même aspect aussi mais plus confus pour l'éprouvette A2).

Tout d'abord les glissements se produisent sur les quatre systèmes de plans (111), deux surtout (fig. 78) les plans (1 $\bar{1}$ 1) et (1 $\bar{1}\bar{1}$) (Il n'est plus possible de connaître les directions de glissement). On peut aussi trouver quelques traces de plans (110) et (1 $\bar{1}$ 0). De plus l'axe de l'éprouvette au lieu de se déplacer vers l'axe [101] comme en traction, semble se placer dans le plan (001). (Aspect symétrique de la figure 78 prise à la partie supérieure de l'éprouvette).

On peut noter l'allure très irrégulière des lignes de glissement et les comparer à celles produites par traction (fig. 75).

Plus près de la zone de rupture se forment des bandes de glissement secondaire très nettement marquées, se détachant en relief sur des zones ne présentant presque pas de glissement (fig. 79). Remarquons que ces bandes ont une largeur très variable, certaines se dédoublent, d'autres, au contraire, s'amincissent et disparaissent. De telles bandes existent aussi sur l'éprouvette A2 après le premier choc mais moins nette (fig. 80).

Enfin sur les côtés on trouve des bandes de pliage traversant l'éprouvette dans sa largeur, formant des sillons profonds visibles par examen direct et déviant les lignes de glissement (la figure 81 montre ces pliages pour l'éprouvette B2 d'orientation quasi identique, les bandes étant cependant plus étroites et plus serrées pour A1 comme pour A2). Enfin, il est important de remarquer que les frontières de ces bandes sont des plans (110).

Ainsi pour des éprouvettes identiques, les plans de glissements sont des plans (111) en traction comme par choc, mais ce ne sont pas toujours les mêmes systèmes qui interviennent. Le choc peut même utiliser les plans (110) et (100) mais beaucoup plus rarement.

En résumé les glissements restent simples et réguliers lorsque la déformation se fait lentement (traction) ou est peu importante à chaque choc. Lorsque la déformation rapide est plus importante, les systèmes de glissements deviennent plus nombreux et plus irréguliers. En même temps, les bandes de déformations interviennent et sont de plus en plus marquées.

ÉPROUVETTE PRESENTANT PLUSIEURS SYSTÈMES DE GLISSEMENT.

Nous avons vu que, par choc, le métal utilisait pour se déformer plusieurs systèmes de glissement simultanés, ceci est particulièrement marqué pour l'éprouvette S6 que nous allons maintenant considérer.

La surface de l'éprouvette est très voisine d'un plan (100), elle s'en déduit par une rotation de 20 degrés autour de l'axe [001] qui est presque confondu avec l'axe de l'éprouvette (à 5 degrés près).

Au premier choc ($V \simeq 25$ m/s) les quatre systèmes de plans (111) sont intervenus pour produire la déformation, ce qu'on peut voir sur les figures 82 et 83. Cependant les glissements suivant les plans (1 $\bar{1}$ 1) prédominent et les traces correspondantes sont groupées nombreuses en larges stries visibles sur les micrographies. De plus les régions du cristal situées entre ces stries ont subi un déplacement relatif important surtout visible au bord de l'éprouvette (on le devine sur la figure 83, ceci est plus net sur la figure 98).

Au choc suivant, on retrouve encore les traces des quatre systèmes de glissement (un polissage préalable ayant fait disparaître les lignes produites au premier choc), mais ce sont maintenant les plans (1 $\bar{1}\bar{1}$) et (111) qui interviennent le plus (fig. 84).

Enfin les plans (11 $\bar{1}$) interviennent surtout au troisième choc (fig. 85) mais les lignes de glissement deviennent de plus en plus irrégulières du fait de l'écrouissage produit par les chocs précédents.

Ainsi la déformation par choc peut utiliser simultanément les glissements sur les quatre systèmes de plan (111). On assiste cependant à un écrouissage des plans les plus actifs qui interviennent beaucoup moins aux chocs suivants. Remarquons que dans ces conditions, il n'y a pas de bandes de déformation sauf toutefois dans les régions très déformées (fig. 79 et 80 précédentes). Pour l'éprouvette S6 considérée, les stries se forment au premier choc, mais elles ne sont pas stables et disparaissent dès le second choc.

ÉPROUVETTE NE PRÉSENTANT QU'UN SYSTÈME DE GLISSEMENT. BANDES DE PLIAGE (KINKINGS).

Dans un essai de traction, la direction de l'effort est bien définie et reste fixée par la machine d'essai. Les glissements amènent une rotation d'ensemble du cristal par rapport à l'axe de traction. Cette rotation ne peut se produire près des extrémités serrées dans les mâchoires, d'où la formation de zones de courbure, localisées et importantes pour les métaux à maille hexagonale, réparties dans toute l'éprouvette dans les métaux cubiques à faces centrées. Les bandes de pliages - (kinkings) permettent cette rotation.

Dans nos essais par chocs, l'extrémité inférieure de l'éprouvette n'est pas guidée et la direction de l'effort est plus mal définie. L'expérience montre que des courbures importantes se produisent et que les bandes de pliage sont souvent très développées.

Nous appelons bandes de pliage les bandes de déformation très stables se développant au cours de la déformation limitées par des plans (110), traversant tout le cristal, formant à la surface des sillons plus ou moins prononcés et déviant latéralement les lignes de glissement qui les traversent (ou les arrêtant). Cette définition peut cependant s'appliquer à deux types différents de bandes rencontrées par choc.

(A). Les bandes de pliage paraissant sur la figure 81 sont visibles par examen direct. On les rencontre après un choc important, sur le champ des éprouvettes épaisses (1,5 mm) qu'elles traversent dans toute la largeur. Elles forment avec la surface principale un angle toujours faible et sont liées à la courbure macroscopique de l'éprouvette. Il est possible que les stries existant à la surface soient dûes à la formation de ces bandes. (Notons que sur la figure 81 on ne voit qu'un seul système de glissement).

(B). Des bandes microscopiques, répondant à la définition donnée des bandes de pliage, aux limites très nettes et très rectilignes (fig. 87). Elles se rencontrent à la surface d'éprouvettes minces (0,8 mm) d'orientation très différentes comme Q et R. Elles présentent certaines propriétés caractéristiques que nous allons étudier en particulier sur l'éprouvette Q6.

a) Elles sont très étroites et sont toujours presque *parallèles à l'axe* de l'éprouvette.

b) Lorsqu'elles existent, les *glissements* se font sur un *seul système* de plan (111), même pour des allongements importants (près de 40% pour la figure 86).

Elles se forment dans les régions qui ne peuvent se déformer d'une façon homogène : près de l'extrémité supérieure (qui est la plus solidement fixée) pour l'éprouvette Q6. Au voisinage de la zone de rupture, qui se trouve aussi près d'une des têtes, pour l'éprouvette R2 (fig. 92).

Cependant, et lorsque la rupture se produit au milieu de l'éprouvette, un second système de glissement peut intervenir, surtout lorsque la déformation est rapide et importante sans que les bandes de pliage apparaissent (le fait que l'extrémité inférieure ne soit pas guidée doit permettre une déformation plus homogène loin de la région des congés). L'éprouvette présente alors près de la zone de rupture l'aspect très particulier de la figure 94.

La partie inférieure se déforme en général moins (cela vient de l'appareil d'essai) et les quelques glissements creusent parfois les profonds sillons visibles sur la figure 95.

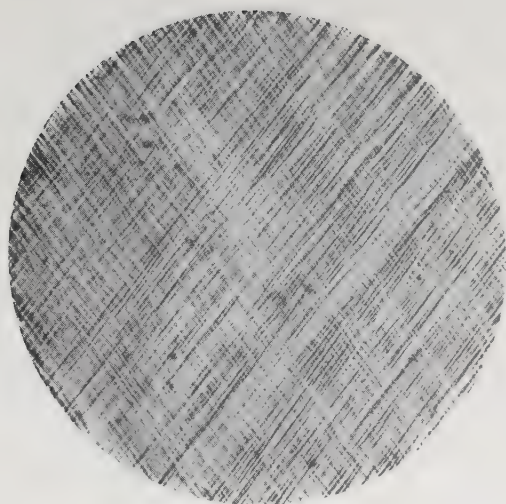


Fig. 78 - A1, après rupture. Partie supérieure $\epsilon = 35\%$. x 90

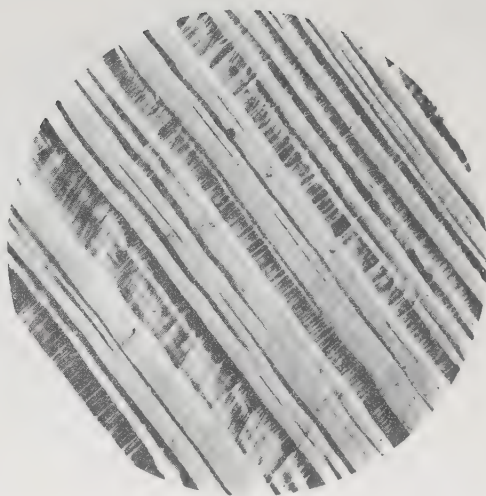


Fig. 79 - A1, près de la zone de rupture (Stries et dénivellations). x 200

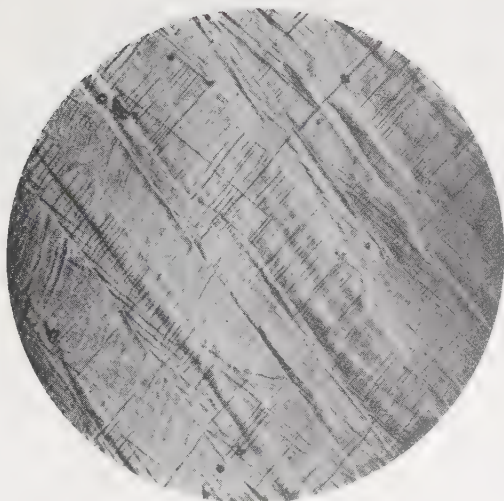


Fig. 80 - A2, après le 1^{er} choc, zone très déformée ($\epsilon \approx 50\%$). Stries irrégulières. x 200



Fig. 81 - Zone de pliage sur champ éprouvette B2 (orientation presque identique à A). x 35



Fig. 82 — S6. Partie supérieure après le premier choc. Trace des quatre systèmes de glissement et stries.
x 80

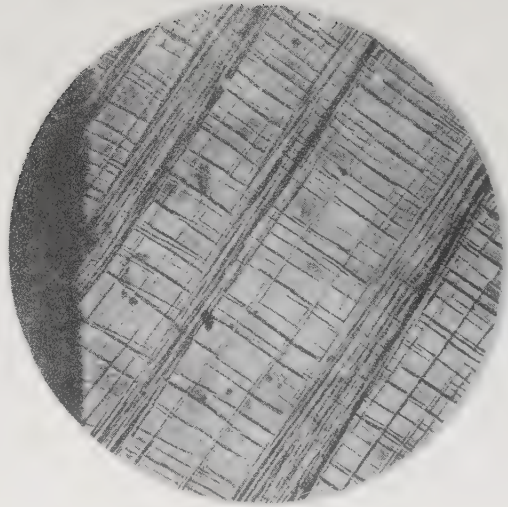


Fig. 83 — S6. Comme fig. 82. Bord de l'éprouvette. Prédominance des glissements (111) .
x 50

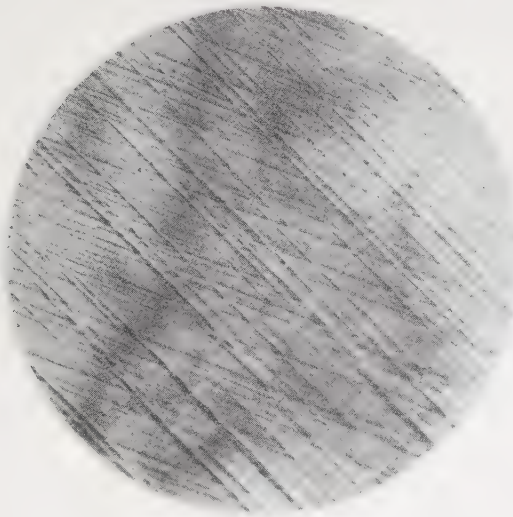


Fig. 84 — S6, après polissage et 2^{ème} choc. Glissements, (111) et $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$.
x 80

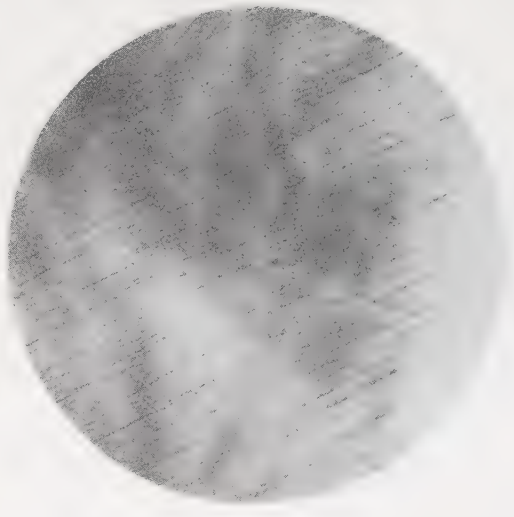


Fig. 85 — S6, après polissage et 3^{ème} choc. Glissements $(11\bar{1})$.
x 80



Fig. 86 - Q6. Après 3^{ème} choc. Aspect général, 1 seul système de glissement.

x 90

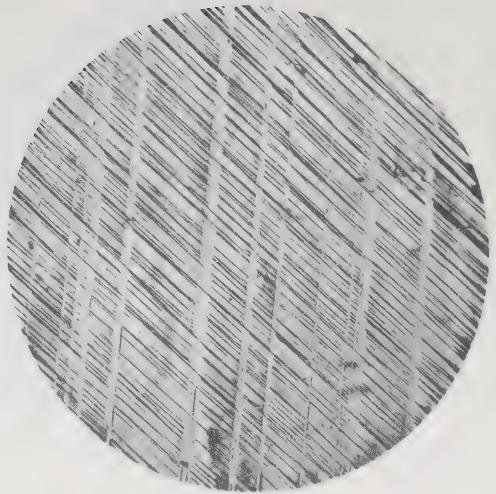


Fig. 87 - Q6. Après premier choc. Bandes de pliage.

x 90



Fig. 88 - Q6. Comme fig. 87. Après polissage et 2^{ème} choc.

x 90

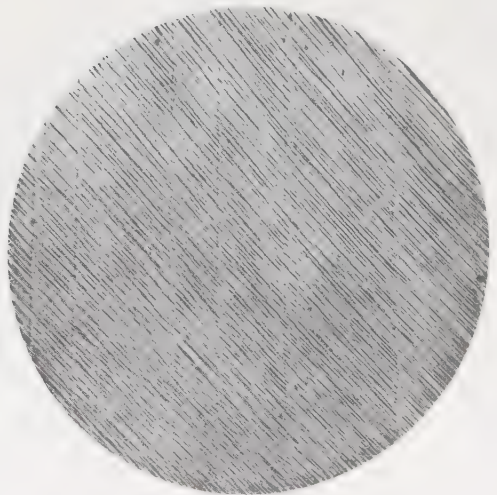


Fig. 89 - Q6. Après 5 chocs, épaisseur réduite de moitié par polissage électrolytique et légère déformation; les stries réapparaissent.

x 90

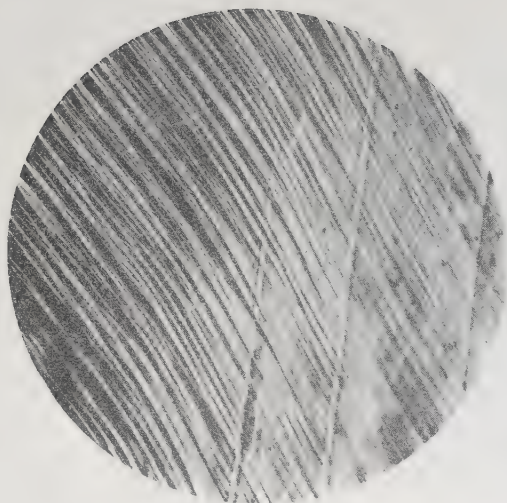


Fig. 90 — Q6. Formation d'un pli et bandes de pliage. Après le second choc.

x 90

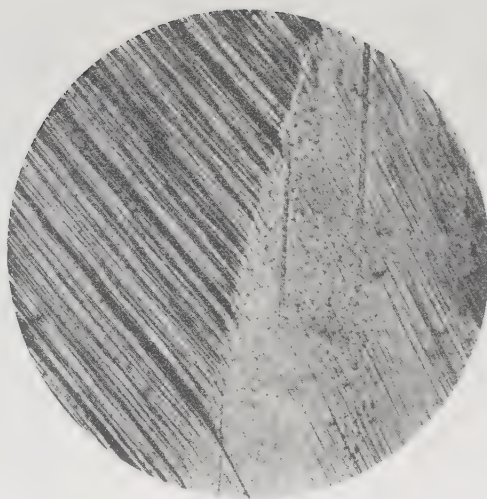


Fig. 91 — Q6. Comme fig. 90. Après polissage et 3^{ème} choc.

x 90

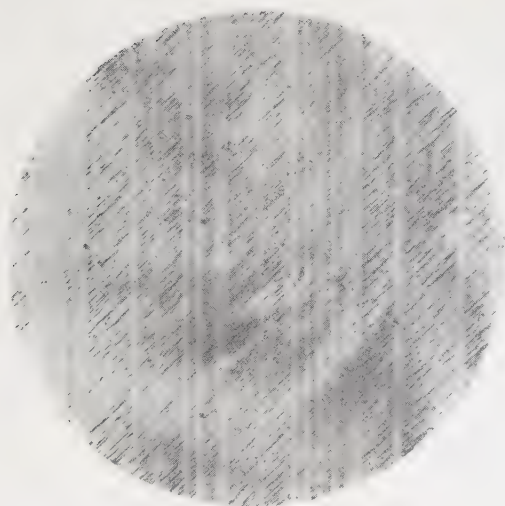


Fig. 92 — R2. Bandes de pliage près de la zone de rupture.

x 80

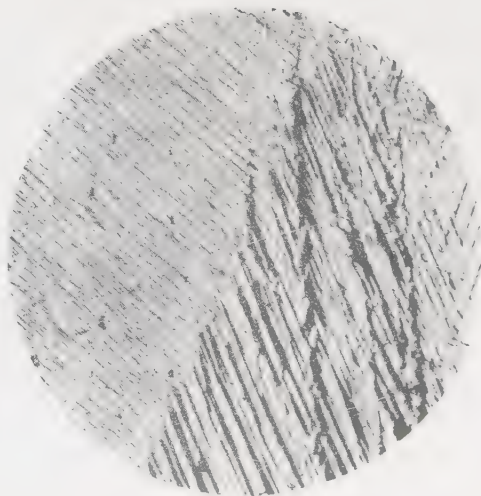


Fig. 93 — R2. Formation d'un pli et bandes de pliage.

x 80

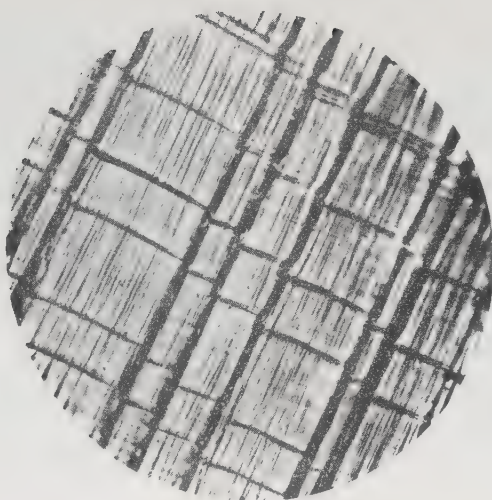


Fig. 94 — Q1. Déformation près de la zone de rupture (choc) x 200

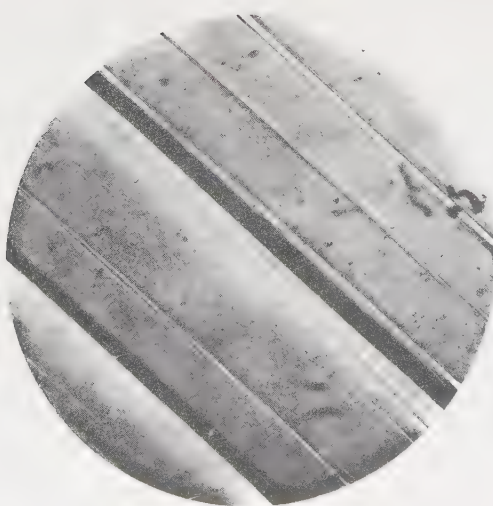


Fig. 95 — Q2. Au premier choc la partie inférieure s'est peu déformée mais quelques glissements forment de larges sillons. x 200



Fig. 96 — Bandes de glissement secondaire (type A), R4 après le premier choc.
x 90

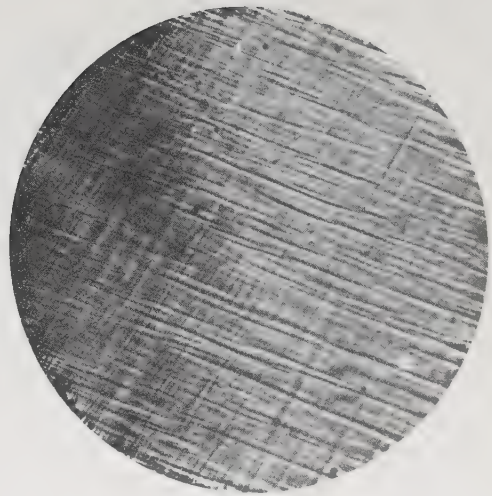


Fig. 97 — Même région que 96 (R4) après polissage et second choc.
x 90

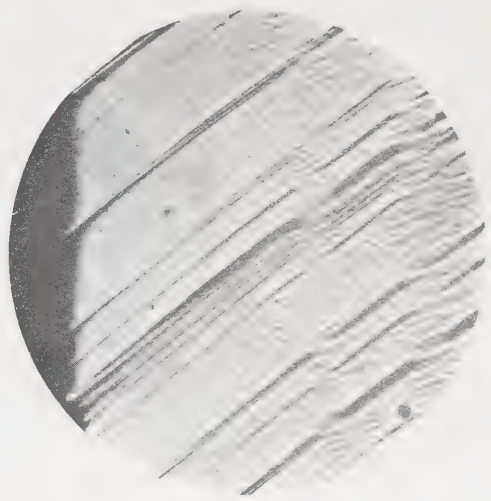
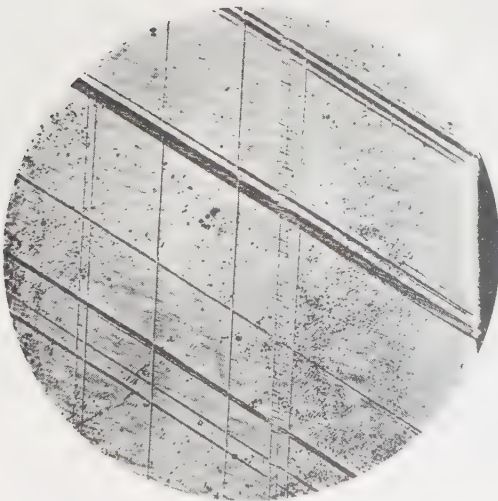


Fig. 98 a et b — Aspect des glissements au bord de l'éprouvette (sur les deux faces). x 90

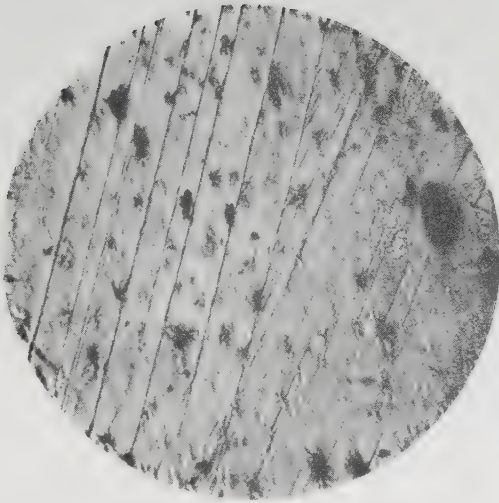


Fig. 99 - H_1 . Lignes de glissement.

x 90

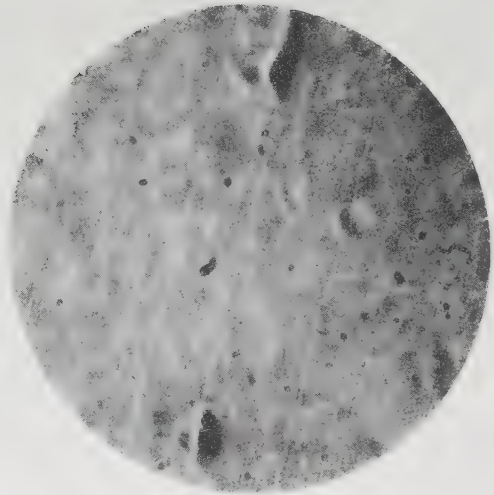


Fig. 100 - Même région que fig. 99 après polissage prolongé (bain Jacquet).

x 90

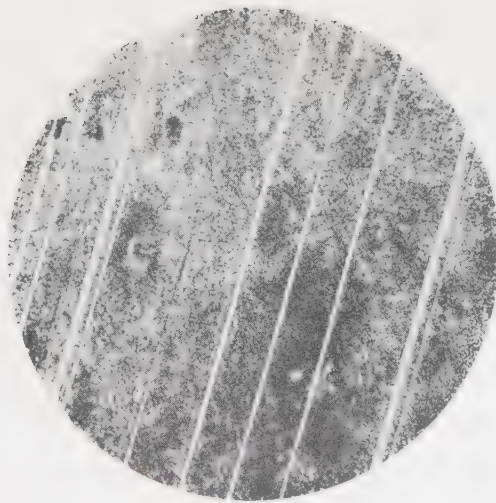


Fig. 101 - Même région que figure 99 après attaque trop poussée. x 90



Fig. 102 a

x 1300 Fig. 102 b

x 1300

Fig. 102 — Même région que figure 100 après légère attaque.



Fig. 103 — Fragmentation des taches de Laue. (H_1 dans la zone donnant les micrographies précédentes).
Al Cu Monocristaux.

c) Ces bandes de pliage sont *très stables*.

Elles réapparaissent après polissage et nouveau choc (fig. 87 et 88), elles arrêtent alors la plupart des lignes de glissement.

De plus, après polissage électrolytique prolongé, réduisant de moitié l'épaisseur de l'éprouvette, suivi d'une légère traction, les bandes réapparaissent limitant ou déviant les nouvelles lignes de glissement (fig. 89).

d) Enfin, elles contribuent à la *formation de plis macroscopiques* dans le cristal. Les figures 90 et 91 montrent le développement d'un tel pli. Les changements de direction des lignes de glissement finissent par s'aligner sur une droite parallèle à la trace d'un plan (111). Les bandes de pliage s'arrêtent sur cette frontière et se trouvent sur une même face du pli.

On retrouve ce même aspect, bien que moins net, pour l'éprouvette R2 (fig. 93).

STRIES FORMÉES PAR CHOC.

Nous avons vu que les stries ne présentant pas de déformation se forment nombreuses, surtout en traction, dès le début et qu'elles peuvent être particulièrement stables.

Pour les stries présentant un second système de glissement, on peut distinguer deux cas.

Si le glissement se fait suivant une seule direction très différente de la direction moyenne des stries (fig. 79), les dénivellations produites peuvent être importantes et la bande est stable.

Si par contre les glissements secondaires se superposent au glissement principal (fig. 96) les bandes semblent très instables. En effet après polissage et nouveau choc (fig. 97) les bandes ont disparu et les deux systèmes de lignes de glissements, très irréguliers, couvrent toute l'éprouvette. Ces bandes se forment donc uniquement au début. Elles sont peut-être la manifestation de glissements peu importants formés près de la surface et n'intervenant plus quand la déformation du métal augmente (MOTT. 1952-23). Il est évidemment difficile de le vérifier, d'ailleurs ces bandes se forment très rarement.

Terminons en indiquant qu'il est parfois difficile de distinguer les bandes de glissement des bandes de déformation. La figure 98 montre des glissements qui se sont produits suivant un plan parallèle à l'axe de l'éprouvette et perpendiculaire à la surface. D'un côté les traces sont très fines comme des lignes de glissement (fig. 98a), de l'autre côté par contre elles s'élargissent, déviant les autres lignes de glissement, et ressemblent plus aux bandes de pliage (fig. 98b).

FRAGMENTATION DU CRISTAL.

a) Considérons tout d'abord l'éprouvette H_1 rompue au premier choc. Les glissements se sont produits suivant un système de plans (111) (fig. 99 sur laquelle on peut distinguer aussi les traces de glissement suivant des plans (100)). Les lignes de glissement très inclinées sur l'axe se sont trouvées très fortement courbées près des têtes de l'éprouvette.

Après repos de quelques mois à la température ordinaire, l'éprouvette polie électrolytiquement présente des raies brillantes (fig. 100) se trouvant sur les deux faces de l'éprouvette dans la zone où les lignes de glissement étaient tordues. Ce sont les traces des anciens plans de glissement. Ces lignes deviennent plus visibles après attaque trop poussée à l'aide du réactif aux trois acides (fig. 101). A plus fort grossissement et légère attaque elles présentent l'aspect des figures 102a (accumulation de piqûres de corrosion) ou 102b (aspect d'un précipité). Un diagramme de Laue par transmission dans cette même région présente des taches sans astérisme divisées en trois petites (fig. 103). Le métal s'est donc fragmenté en blocs peu déformés limités par les bandes de glissement. (On sait que les tensions internes peuvent

se trouver diminuées par précipitation des atomes dissous).

b) Au cours de la déformation le métal peut aussi se "fragmenter" en blocs limités par les bandes de pliage (29 et 31). Les taches de Laue sont formées de petites taches nettes se superposant au fond continu de l'astérisme dû à la courbure des bandes de pliage. Cet aspect se retrouve aussi par choc (éprouvette *Q* en particulier).

c) Enfin, les blocs formés et donnant initialement les petites taches nettes (fig.103) se déforment à leur tour. Chaque tache de Laue se transforme alors en une série de petits segments parallèles. Ceci se présente souvent dans les éprouvettes d'Al-Cu déformées par chocs.

Conclusion

Par choc, les glissements se font surtout suivant les plans (111), comme en traction, mais les systèmes de glissements sont plus nombreux et plus irréguliers. Les plans (100) et (110) interviennent parfois, mais on sait que pour l'aluminium les valeurs du cisaillement critique sur ces divers plans sont très voisines et que ces glissements existent dans les essais de traction à température élevée.

Les stries non déformées sont nombreuses dans l'alliage utilisé mais les bandes de glissement secondaire formées parfois par choc sont instables et semblent superficielles. Par contre les bandes de pliage sont beaucoup plus marquées. Elles peuvent être classées en deux groupes aux propriétés légèrement différentes. Elles sont très stables et peuvent amener la "fragmentation" du cristal au cours de la déformation.

On retrouve donc par choc les mêmes aspects que dans la déformation par traction mais amplifiés et, en particulier, les bandes de pliage jouent encore un rôle très important.



Chapitre II

COMPORTEMENT DES POLYCRISTAUX

Pour compléter l'étude précédente, il était évidemment nécessaire d'étudier l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement des agrégats polycristallins puisque c'est finalement sous cette forme que le métal est utilisé en pratique. Nous donnerons simplement les résultats obtenus par quelques essais sur des éprouvettes à gros grains d'aluminium-cuivre ou d'aluminium recuit, puis pour des éprouvettes à grains fins d'aluminium recuit ou fortement écroui.

ÉPROUVETTES A GROS GRAINS.

A) ALUMINIUM CUIVRE.

Indiquons tout d'abord qu'en traction, la rupture présente souvent une partie intergranulaire. Celle-ci commence à la surface de l'éprouvette où certains joints isolés s'ouvrent. Les fissures progressent ensuite, certaines se rejoignent et la rupture se produit alors rapidement. Le début de cette décohésion est visible sur la figure 104 (la photographie est peu nette car il est impossible de mettre au point à la fois sur la surface de l'éprouvette et sur les bords de la fissure).

Ajoutons toutefois que l'essai de traction était fréquemment interrompu pour permettre une étude métallographique de la progression de la déformation. Il est possible que pendant ces périodes de repos, les tensions créées par la déformation aient favorisé la formation de précipités aux joints des grains, diminuant leur résistance et favorisant la décohésion pour une nouvelle mise en charge.

Les joints des grains résistent bien au choc. Après un fort allongement, des fissures peuvent naître à la frontière et se prolonger à l'intérieur du grain. On peut le voir sur la figure 105, au bord d'une inclusion dans un gros cristal (les orientations différant très peu). Dans la partie la plus courbée du joint, le métal déformé présente une série de gradins assez particuliers.

Mais en général, par chocs, les fissures se produisent à l'intérieur des grains et limitent des blocs très peu déformés. Elles sont plus nombreuses au bord de l'éprouvette (partie gauche de la figure 106).

Dans les éprouvettes polycristallines les bandes de déformation se forment par choc au voisinage des joints comme le montre la figure 107. Souvent des pliages importants se produisent. Un pliage très net, d'arête bien rectiligne et presque parallèle à la direction de l'effort est indiqué par la figure 108. En général ces plis partent d'un sommet commun à trois grains et prolongent dans un de ces grains la frontière des deux autres (fig. 109 et 110). Ils permettent aux grains de suivre la déformation d'ensemble du métal sans décohésion.

La bande visible sur la figure 110, comparable aux bandes de pliage (kinkings) bien qu'on

puisse noter deux systèmes de glissement, forme deux sillons contigus l'un en relief, l'autre en creux. Ce dernier présente un système plus complexe de glissement indiquant la déformation de la bande après sa formation.

Enfin on peut observer la formation d'un bourrelet à la frontière de deux grains (fig.111). Sur la figure 112 on retrouve bourrelet et pli formés dans un grain du fait du mouvement relatif des grains voisins au cours de la déformation.

B) GROS CRISTAUX D'ALUMINIUM RECUIT.

Nous avons fait quelques essais, à faible vitesse de choc, avec des éprouvettes à gros grains d'aluminium recuit.

Les aspects observés rappellent les résultats obtenus avec de gros cristaux d'aluminium cuivre. On retrouve ainsi des doubles systèmes de glissement préparant un pliage de grain (fig.113), ou des plis macroscopiques accompagnés de bandes de pliage (fig.114). De même près des joints se produisent soit des glissements différents de ceux existant à l'intérieur du grain (fig.115) soit parfois un bourrelet comme sur la figure 116.

ÉPROUVETTES A GRAINS FINS.

A) ALUMINIUM RECUIT.

Pour l'aluminium recuit déformé par chocs, nous trouvons toujours de nombreuses bandes de déformation.

Certaines bandes très particulières mais extrêmement rares ont l'aspect montré par la figure 117. Leurs bords très rectilignes sont toujours presque parallèles à l'axe. On pourrait penser que ce sont des grains formés par un début de recristallisation au cours du recuit initial. Cependant, le fait qu'elles apparaissent en relief sur la surface préalablement polie électrolytiquement semble indiquer qu'elles ont été créées au cours du choc.

On peut dire que le mécanisme de déformation par chocs de l'aluminium, tout au moins pour les vitesses utilisées, reste le même qu'en traction, les bandes de déformation étant simplement plus fréquentes.

Pour les très grandes déformations, des fissures se produisent à l'intérieur des grains comme le montre la figure 118 prise dans la zone de striction; l'allongement local étant très important.

B) ALUMINIUM TRÈS ÉCROUI.

L'aluminium utilisé avait été tout d'abord fortement écroui par laminage à froid. La répartition des pôles (111) à la surface des tôles est représentée par la figure 119 (Figure réalisée rapidement grâce à l'appareil d'enregistrement mis au point par M. J. MANENC).

Pour les éprouvettes taillées *parallèlement à la direction de laminage*, les bandes de glissement sont surtout perpendiculaires à l'axe. A faible grossissement, la surface de l'éprouvette a l'aspect de la figure 120 (un repère indique la direction de l'axe qui est vertical). A plus fort grossissement (fig.121) on voit que les bandes de glissement varient d'un grain à l'autre, mais restent cependant voisines de la perpendiculaire à l'axe.

Pour les éprouvettes, d'axe *perpendiculaire à la direction de laminage*, les glissements sont alors inclinés par rapport à cet axe. A faible grossissement, on a l'aspect de la figure 122; à plus fort grossissement la figure 123, on voit deux directions obliques des bandes de glissement dont l'une est plus marquée. Parfois ces deux directions interviennent également, on obtient alors l'aspect de la figure 124 prise dans la zone de striction.

Dans tous les cas, les glissements, beaucoup plus nombreux qu'en traction, ont permis au



Fig. 104 — Traction très lente. Décohésion intergranulaire. $\times 150$

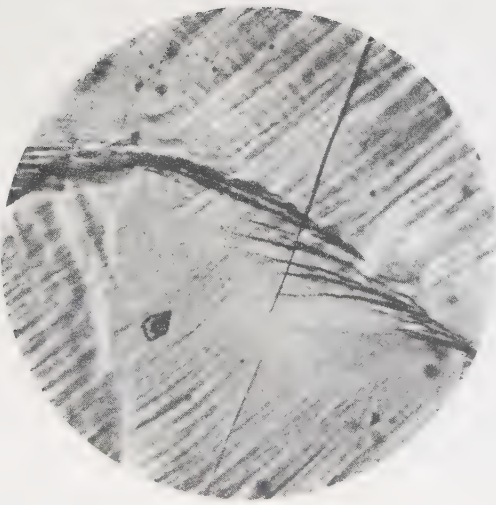


Fig. 105 — Choc. Fissures à la frontière d'une inclusion.
 $\times 450$

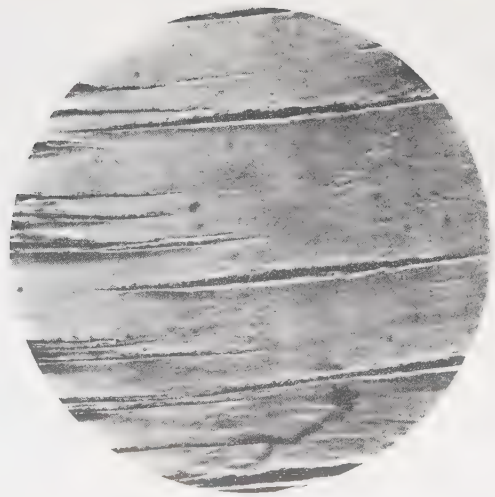


Fig. 106 — Choc. Fissures intragranulaires (plus nombreuses au bord partie gauche).
 $\times 130$

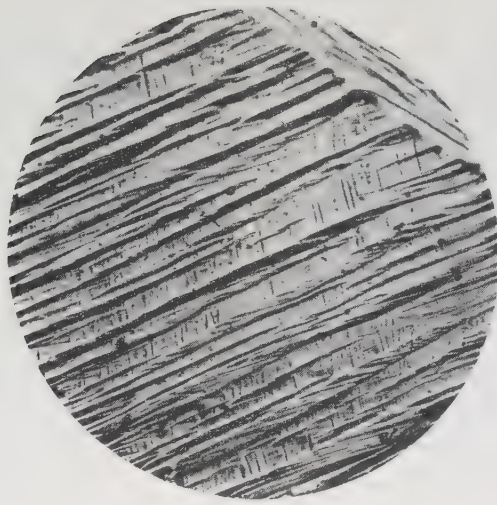


Fig. 107 — Choc. Bandes de déformation irrégulières près d'un joint. $\times 90$



Fig. 108 — Choc. Pliage à l'intérieur d'un grain. $\times 90$

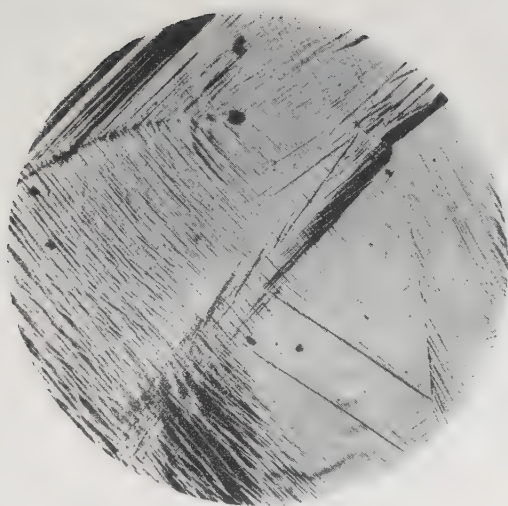


Fig. 109 - Choc. Pli prolongeant la frontière de deux grains voisins.

x 60



Fig. 110 - Choc. Bandes de déformation. x 130

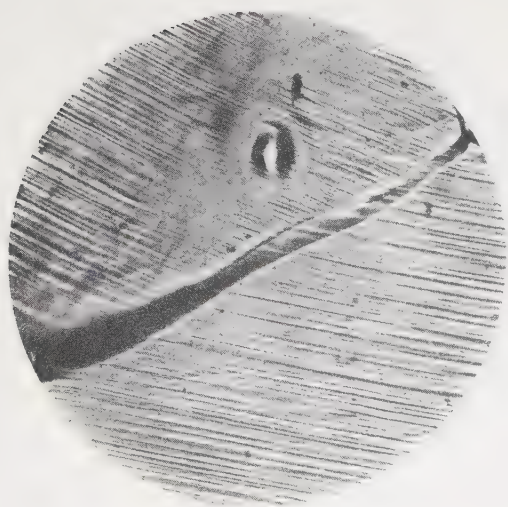


Fig. 111 - Choc. Bourrelet formé entre deux grains. x 90

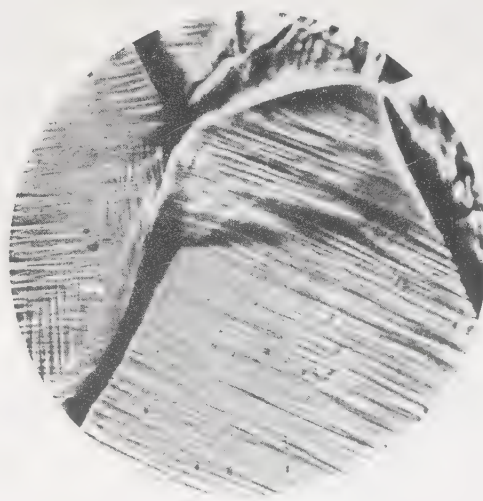


Fig. 112 - Choc. Bourrelet et pliage d'un grain. x 150

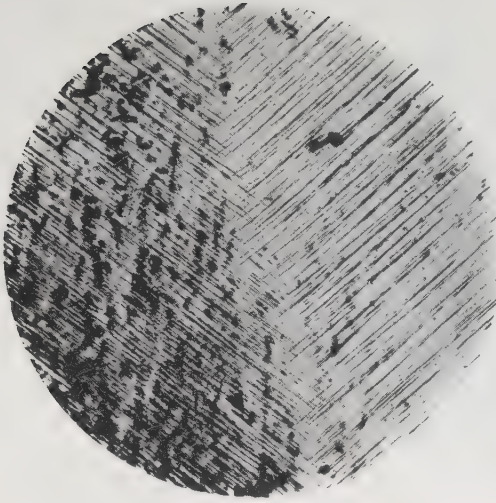


Fig. 113 - Choc. Double système de glissement préparant un pliage du grain.
x 130

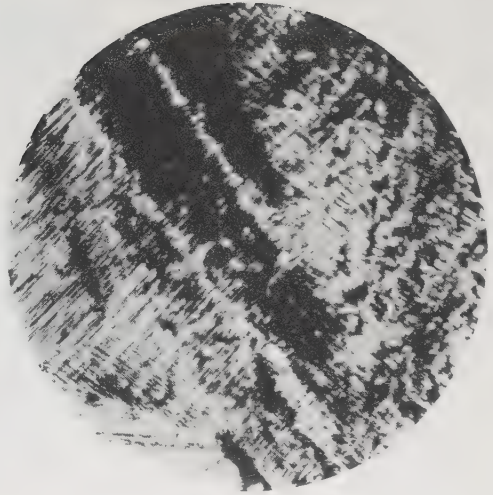


Fig. 114 - Choc. Bandes de déformation et pliage.
x 130

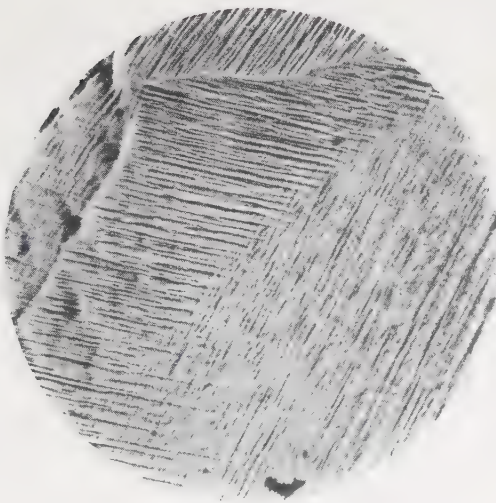


Fig. 115 - Choc. Glissements différents près d'un joint.
x 90

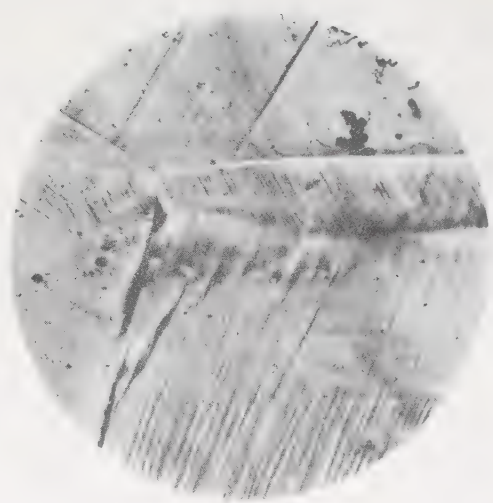


Fig. 116 - Choc. Bourrelet au joint d'un grain.
x 130

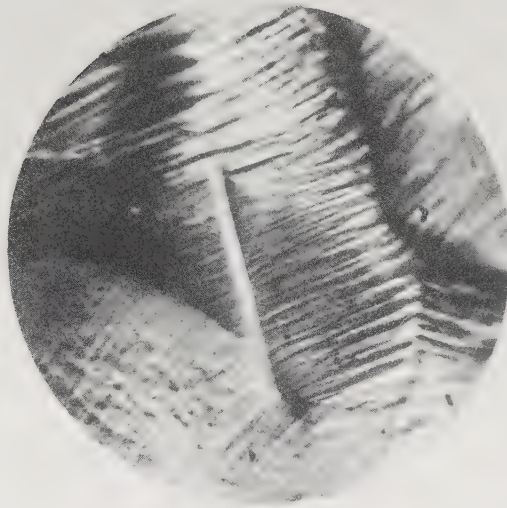


Fig. 117 - Choc. Bande formée à l'intérieur d'un grain au premier choc ($\epsilon \simeq 20\%$). $\times 850$



Fig. 118 a - 7ème choc. $\epsilon \simeq 45\%$. $\times 350$



Fig. 118 b - 8ème choc. $\epsilon \simeq 85\%$ (zone de striction) $\times 500$

Fig. 118 - Développement d'une fissure à l'intérieur d'un grain.

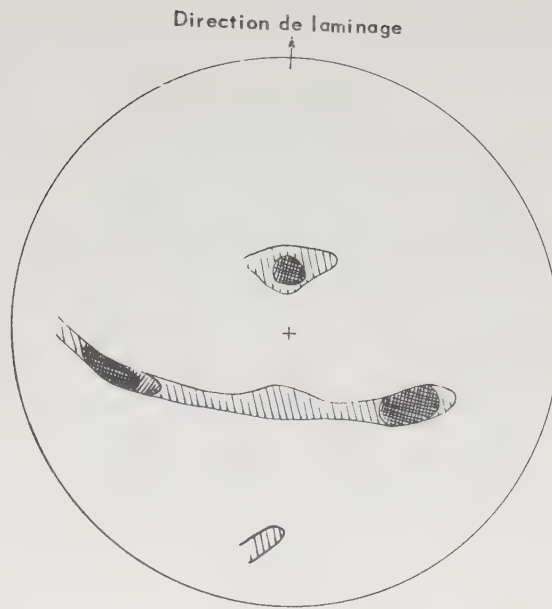


Fig. 119 – Figure des pôles (111) à la surface de la tôle utilisée.



Fig. 120 – Choc. Axe parallèle à la direction de laminage. ($\varepsilon \simeq 50\%$).
x 56

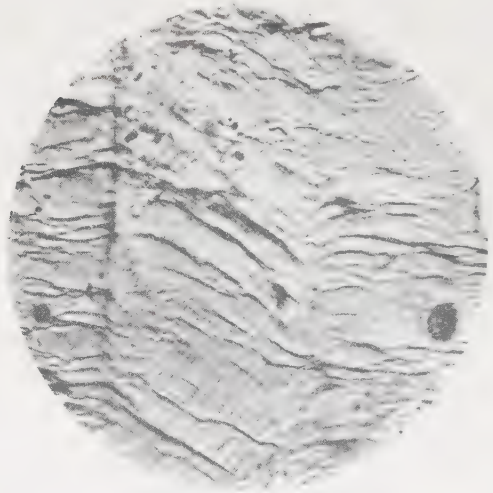


Fig. 121 – Detail de la figure 120.

x 350

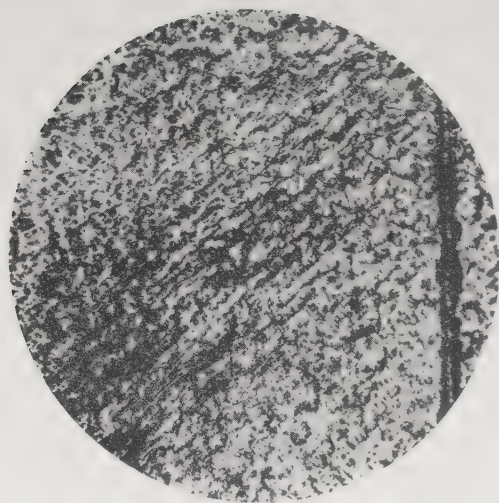


Fig. 122 — Choc. Axe perpendiculaire à la direction de laminage. ($\epsilon \approx 40\%$). $\times 56$

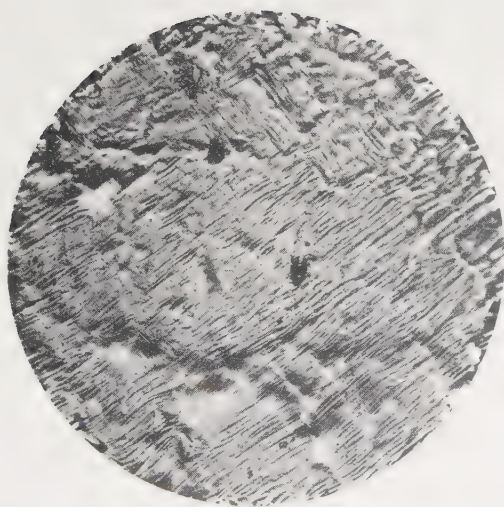


Fig. 123 — Détail de la figure 122.
 $\times 350$

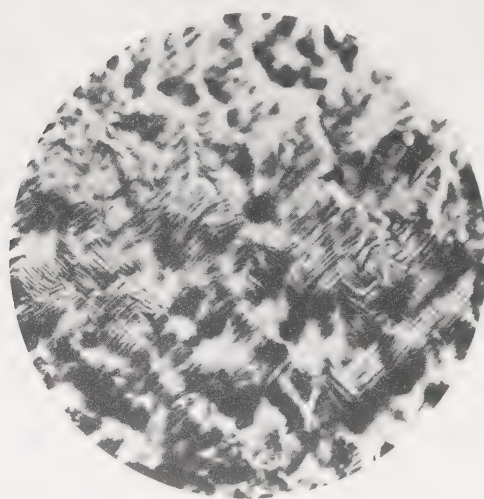


Fig. 124 — Comme figure 123. Zone de striction.
 $\times 350$

métal de se déformer notablement plus. Il faut donc admettre que certains obstacles s'opposant à la déformation et stables dans l'essai de traction, ne le sont plus par choc (nous avons déjà vu que la dureté diminuait au cours des premiers chocs). Mais dans les deux types d'essai (traction ou choc) le mécanisme de la déformation reste le même (tout au moins pour les vitesses d'essai utilisées : jusqu'à 33 m/s).



Conclusion.

CONCLUSION

Au début de ces recherches, il s'agissait de réaliser une machine susceptible d'appliquer le même choc (par traction), plusieurs fois, à une éprouvette d'un matériau quelconque, la rupture ne se produisant pas au premier choc.

Le problème posé était alors, connaissant uniquement la courbe statique "contrainte déformation" du matériau, de prévoir le nombre de chocs entraînant la rupture.

Pour cette étude, nous avons utilisé trois machines de choc : par inertie, électromécanique ou traction brusque, et étudié le comportement de deux métaux très différents : l'aluminium et l'acier.

Au départ, nous avons fait les deux hypothèses suivantes :

1°—Tout le phénomène a lieu pendant la montée en charge (Les résultats obtenus avec les trois machines d'essais, qui se recoupent montrent qu'il en est bien ainsi).

2°—La déformation au cours de chaque choc se fait principalement par glissements, comme en traction continue (c'est ce que nous avons ensuite vérifié en étudiant l'aspect métallographique de la déformation par choc des monocristaux puis des polycristaux).

Nous avons tout d'abord constaté qu'en utilisant des chocs identiques, la déformation augmentait régulièrement à chaque choc. Ceci prouvait qu'à chaque choc l'effort appliqué s'adaptait à la résistance du métal (modifiée par l'écrouissage produit par les chocs précédents). C'est ce qui nous a amené à étudier la déformation produite en fonction de l'énergie fournie.

En faisant subir un nouveau choc (apportant une énergie w) à une éprouvette déjà déformée par n chocs (déformation ϵ_n) nous avons constaté, pour l'aluminium comme pour l'acier, que l'accroissement de déformation ne dépendait que de ϵ_n et de w , et non du nombre n des chocs précédents (donc de leur importance). Par conséquent, il existe un principe de superposition (nous l'avons vérifié pour l'aluminium).

Nous avons de plus remarqué, qu'après le premier choc, cet accroissement de déformation ne dépendait plus de ϵ_n , mais uniquement de w . Ceci montre que la déformation (au delà du premier choc) est proportionnelle au nombre de chocs (chocs identiques) donc à l'énergie fournie. En remplaçant la courbe "contrainte-déformation" par la courbe "allongement-énergie spécifique fournie", celle-ci présente une forme presque rectiligne. Il faut noter que cette dernière courbe se déduit de la précédente par intégration, ce qui tend à faire disparaître les légères irrégularités et explique sa forme plus simple.

Il restait à comparer l'énergie fournie par choc à l'énergie nécessaire pour produire la même déformation en traction continue ("statique"). Pour l'aluminium ces deux quantités sont égales (en considérant l'énergie fournie par unité de volume du métal déformé). Pour l'acier, et surtout pour les chocs très rapides, il faut dans certains cas tenir compte d'une énergie perdue. (On

- [26] KRAFFT J.M., SULLIVAN A.M., TIPPER C.F. – Proc. Roy. Soc., 221, 1144, 114, 1954.
 - [27] SCHMID E., BOAS W. – Kristallplastizität, Springer, 1935.
 - [28] BARRETT C.S., LEVENSON L.G. – Trans. A.I.M.M.E., 135, 327, 1939.
 - [29] HONEYCOMBE R.W. – Journ. Inst. Met., 80, 45, 1951.
 - [30] CRUSSARD C. – Bull. Soc. Fr. Mineral., 68, 174, 1945.
 - [31] OROWAN E. – Nature, 149, 643, 1942.
 - [32] HONEYCOMBE R.W. – Trans. A.I.M.M.E., 188, 1039, 1950.
 - [33] CAHN R.W. – Journ. Inst. Met., 79, 129, 1951.
 - [34] CHEN N.K., MATHEWSON C.H. – Journ. Metals, 3, 653, 1951.
 - [35] LALOEUF A., CRUSSARD C. – Rev. Metall., 6, 462, 1951.
 - [36] CALNAN A. – Acta Cristallo, 5, 557, 1952.
 - [37] HEIDENREICH R.D., SHOCKLEY W. – Rep. Conf. on Strenght of Solids Phys. Soc., 57, 1948.
 - [38] WILMAN H. – Proc. Phys. Soc. A. 64, 329, 1951.
-

DEUXIÈME THÈSE

Propositions données par la Faculté

THÉORIE DES DISLOCATIONS. DÉFORMATION ET ÉCROUISSAGE DES MÉTAUX.

Vu et approuvé :

Paris, le 17 Janvier 1955

Le Doyen de la Faculté des Sciences,

J. PÉRÈS

Vu et Permis d'imprimer :

Pour le Recteur de l'Académie de Paris,

Le Vice Président du Conseil de l'Université de Paris,

G. DAVY

Achevé d'imprimer à l'O.N.E.R.A., Avril 1955 - dépôt légal - 2^{ème} trimestre 1955 - n° 102.

